



## 저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학석사 학위논문

# 다이캐스팅용 마그네슘합금의 기계적 특성에 미치는 합금 원소의 영향

**A Study on Effect of Alloying Elements on the  
Mechanical Properties of Die-casting Mg-Al-X Alloys**

2017년 8월

서울대학교 대학원

재료공학부

박 호 준

# 다이캐스팅용 마그네슘합금의 기계적 특성에 미치는 합금 원소의 영향

## A Study on Effect of Alloying Elements on the Mechanical Properties of Die-casting Mg-Al-X Alloys

지도교수 신 광 선

이 논문을 공학석사 학위논문으로 제출함

2017년 7월

서울대학교 대학원

재료공학부

박 호 준

박호준의 석사 학위논문을 인준함

2017년 7월

위 원 장      한    홍    남      (인)

부위원장      신    광    선      (인)

위      원      이    충    도      (인)

## 초 록

마그네슘합금은 높은 열전도도, 비강도 및 기계 가공성 등 우수한 특성을 가지고 있으며 일반적으로 고압 다이캐스팅(HPDC) 공정을 통해 제조되고 있다. 고압 다이캐스팅 공정은 높은 공정 자동화율과 빠른 생산속도를 바탕으로 대량생산에 적합하며 양산시 제조원가 절감과 고품질 제품의 수요 확대에 대응 할 수 있다. 현재 스티어링휠, 엔진블록, 오일팬 등의 자동차 부품들은 다른 부품에 비해 기술적 어려움과 원가의 문제점을 가지고 있음에도 불구하고, 전체 자동차 무게에 있어 큰 비중을 차지하여 경량화 효과를 크게 얻을 수 있다. 본 연구에서는 자동차 부품에 적합한 고강도, 고연성 다이캐스팅용 마그네슘합금을 개발하고자 하였다. 합금설계는 온도별 석출거동을 확인할 수 있는 열역학 전산모사를 사용하였고, 주조 시뮬레이션을 통해 최적 진공 다이캐스팅 조건을 선정하였다. 350 ton 진공 다이캐스팅 장비를 이용하여 Mg-8wt.%Al 합금에 Ca, Sr, Y 및 Mn 의 원소들을 첨가하여 다양한 합금계를 제조하였으며 첨가 원소에 따른 다이캐스팅 시편의 미세조직 변화와 기계적 특성을 평가하였다.

상온에서 Mg-8Al 합금을 관찰한 결과 연속적인  $Mg_{17}Al_{12}$  상이 생성되었고, Ca 을 첨가하였을 때,  $Al_2Ca$  상이 생성되어 결정립 미세화를 유도하였다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr 합금에 0.3wt.%의 Y 이 첨가되면서 형성된 polygonal 형태의  $Al_2Y$  상에 의한 수지상 강화와 고용강화 효과로 인장강도와 연신율에서 우수한 특성을 보였다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 합금에 2wt.%의 Mn 이 첨가될 때 용탕의 유동성이 현저히 떨어진 것이 확인되었고, 낮은 유동도로 인하여 금형 내 미충진이 발생하여 기공률이

높게 나타났다. 높은 기공률은 인장강도 및 연신율의 기계적 특성에 악영향을 미쳤다.

420℃에서 24 시간 동안 열처리 후의 Mg-8Al 합금에는  $Mg_{17}Al_{12}$  상이  $\alpha$ -Mg 기지에 완전히 고용되었고, Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm 합금에서 열적으로 안정한  $Al_2Ca$ ,  $Al_4Sr$ ,  $Al_2Y$ ,  $Al_2Ce$ ,  $Al_3Ce$  및  $Al_{11}Ce_3$  상은 여전히 결정립계에 존재하였다. 150℃에서 인장실험 후의 Mg-8Al 합금에서  $Mg_{17}Al_{12}$  상이 불연속적으로 관찰되었고, Ca 이 첨가되었을 때 Mg-Al-Ca 및  $Al_2Ca$  상이 입계에 고루 분포되어 안정한 조직을 유지하고 있었다. 150℃에서 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm 합금에서는 열적으로 안정한  $Al_2Y$  및  $Al_{11}Ce_3$  상이 전위의 이동을 억제하고, 슬립을 방해하여 우수한 기계적 특성을 보였다.

**주요어:** 다이캐스팅, Mg-Al-X 합금, 미세조직, 기계적 특성

**학 번:** 2015-22747

# 목 차

1. 서론.....	1
1.1 다이캐스팅 공정.....	1
1.2 마그네슘합금 개발.....	5
1.3 연구목적.....	9
2. 실험 방법.....	11
2.1 합금계 선정.....	11
2.2 다이캐스팅 주조 조건 선정.....	11
2.3 다이캐스팅 시편제조.....	12
2.4 특성평가 및 분석.....	16
2.4.1 미세조직.....	16
2.4.2 인장실험.....	16
2.4.3 기공분석.....	17

3. 실험결과 및 고찰.....	19
3.1 다이캐스팅용 마그네슘합금 개발.....	19
3.1.1 합금설계.....	19
3.1.2 열역학 전산모사 결과.....	25
3.2 다이캐스팅 공정 조건.....	33
3.2.1 HPDC 최적 공정 조건.....	33
3.2.2 주조 전산모사 결과.....	35
3.3 다이캐스팅용 개발 합금 분석.....	44
3.3.1 상온 미세조직 및 기계적 특성.....	44
3.3.2 고온 미세조직 및 기계적 특성.....	62
4. 결론.....	74
참고문헌.....	76
Abstract.....	80

## List of Tables

Table 1.1	Quantitative targets of mechanical properties of high pressure die-cast Mg alloys.....	10
Table 2.1	Composition of high pressure die-cast magnesium alloys.....	15
Table 3.1	Atomic size and solubility in Mg.....	21
Table 3.2	Mole fraction of each phase with different alloying elements in high pressure die-cast Mg-Al-X alloys.....	31
Table 3.3	HPDC process parameters.....	34
Table 3.4	Material properties of Mg alloys.....	36
Table 3.5	Mechanical properties of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T.....	56
Table 3.6	Chemical composition of high pressure die-cast magnesium alloys.....	61
Table 3.7	Tensile properties of high pressure die-cast Mg-Al-X based alloys at R.T. and 150°C.....	71



## List of figures

Figure 1.1	Schematics of high pressure die-casting machine; (a) hot chamber type and (b) cold chamber type.....	3
Figure 1.2	Sequence of cold chamber die-casting process with vacuum system; (1) melt pouring, (2) injection, (3) vacuum evacuation, (4) melt filling and (5) vacuum shut-off.....	4
Figure 2.1	350 ton cold chamber high pressure die-casting machine.....	13
Figure 2.2	High pressure die-cast specimens.....	14
Figure 2.3	Dimension of specimen for tensile test.....	18
Figure 3.1	Binary phase diagram.....	22
Figure 3.2	Solidification behaviors of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr, (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y, (e) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (f) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (g) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.....	27
Figure 3.3	Mole Fraction of Mg-Al-X alloys by Pandat <sup>TM</sup> simulation .....	32
Figure 3.4	Filling behavior of melt in sleeve .....	37
Figure 3.5	Filling pattern of melt under optimized vacuum die casting process.....	39
Figure 3.6	Solidification pattern of melt under optimized vacuum die casting process.....	41
Figure 3.7	Void isolation in vacuum on and vacuum off condition.....	43
Figure 3.8	Microstructures of high pressure die-cast; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr, (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y, (e) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (f) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (g) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.....	46
Figure 3.9	Dendrite arm spacing of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys.....	48

Figure 3.10	SEM/EDS analysis of high pressure die-cast; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr, (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y, (e) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (f) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (g) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.....	49
Figure 3.11	Results of the X-ray diffraction patterns of high pressure die-cast; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca and (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr alloys.....	51
Figure 3.12	Results of the X-ray diffraction patterns of high pressure die-cast; (a) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y, (b) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.....	52
Figure 3.13	Relationship between Tensile strength and Elongation of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T.....	55
Figure 3.14	Relationship between Dendrite arm spacing and Yield strength of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T.....	57
Figure 3.15	Influence of Porosity on Mechanical properties of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T.; (a) Porosity vs. Yield strength, (b) Porosity vs. Tensile strength and (c) Porosity vs. Elongation.....	58
Figure 3.16	Porosity of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys.....	59
Figure 3.17	Fracture surface after tensile test at R.T.; (a) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y and (b) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.....	60
Figure 3.18	Microstructures after heat treatment at 420°C for 24 hrs of high die-cast; (a) as-cast Mg-8Al, (b) heat-treated Mg-8Al, (c) as-cast Mg-8Al-1Ca, and (d) heat-treated Mg-8Al-1Ca alloys.....	64
Figure 3.19	Microstructures after heat treatment at 420°C for 24 hrs of high die-cast; (a) as-cast Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (b) heat-treated Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (c) as-cast Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (d) heat-treated Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm alloys.....	65

Figure 3.20	Comparison of XRD patterns of die-cast Mg alloys in the as-cast and heat-treated alloys at 420°C for 24 hrs; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y and (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm alloys.....	66
Figure 3.21	Microstructure and phase identification with EDS after tensile tests at 150°C in die-cast Mg alloys; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y and (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm alloys.....	68
Figure 3.22	Tensile strength of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T. and 150°C.....	70
Figure 3.23	Al <sub>2</sub> Y phase in Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y after tensile test at 150°C; (a) SEM image and (b) EDS analysis.....	72
Figure 3.24	Fracture surface after tensile test at 150°C; (a) Mg-8Al and (b) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.....	73

# 1. 서 론

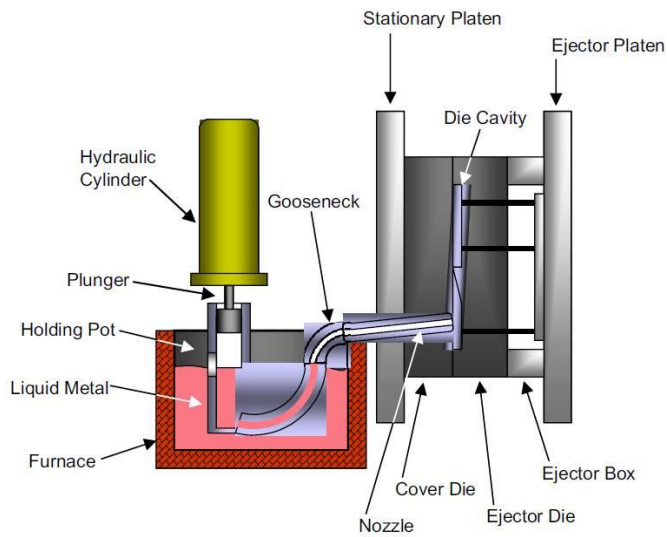
## 1.1 다이캐스팅 공정

H. H. Doehler [1]에 의해 고안된 고압 다이캐스팅 (HPDC) 공정에서 용융 금속은 금속 다이에 고속으로 가압 주입된다. HPDC 공정은 표면마감이 우수한 비철 주물을 생산하고, 빠른 속도를 바탕으로 대량 생산이 가능한 공정이다. HPDC 공정은 작고 단순한 모양의 부품에서부터 변속기, 하우징 및 자동차 엔진 블록과 같은 크고 복잡한 모양의 부품에 이르기까지 광범위한 주조물을 생산할 수 있다. 따라서 기존의 다이캐스팅 부품은 알루미늄, 아연, 마그네슘, 납 및 황동을 포함한 광범위한 합금계를 이용하여 생산 될 수 있다.

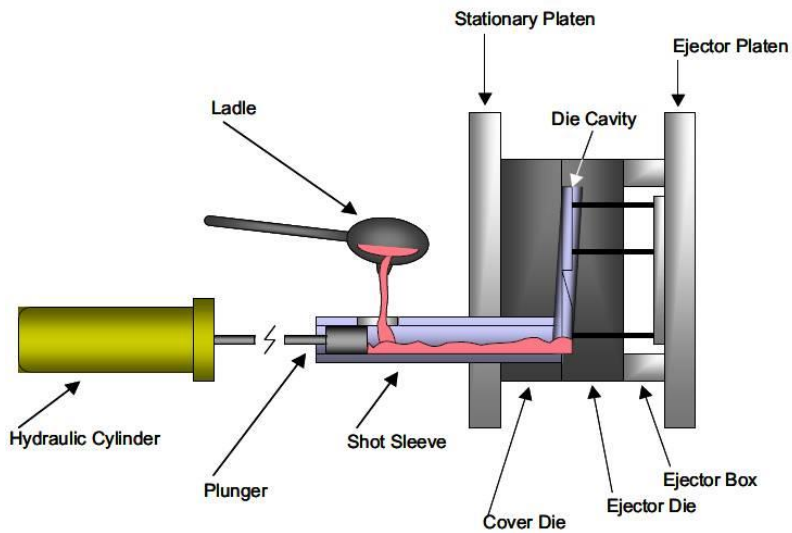
HPDC 공정은 핫챔버유형과 콜드챔버유형 두 가지로 나뉘어지며 핫챔버와 콜드챔버의 차이점은 분사 시스템이다. 핫챔버 다이캐스팅 장비의 모식도를 그림 1.1 (a)에 나타내었다. 금속 주입 시스템의 중요한 부분은 항상 용융 금속에 잠겨 있어야 한다. 이는 용융 금속이 사이클마다 매우 짧은 거리를 이동해야 하기 때문에 사이클 시간을 최소한으로 유지하는데 도움이 된다. 핫챔버 HPDC 장비는 콜드챔버 HPDC 장비에 비해 낮은 압력을 갖는 상대적으로 작은 제품을 제조하며 납 또는 아연 합금과 같은 저융점 금속에 사용된다. 알루미늄 합금과 같은 고용점의 금속은 용탕 주입부에 빠른 성능 저하를 초래한다.

반면, 콜드 챔버 HPDC 장비는 구즈넥과 피스톤 대신 샷슬리브와 플런저로 구성되어 있다. 콜드 챔버 HPDC 장비의 모식도가 그림 1.1 (b)에 나와 있다. 콜드챔버 다이캐스팅 공정은 일반적으로 알루미늄, 마그네슘 및 아연 합금을 사용하는 비교적 사이즈가 큰 다이캐스팅 부품에 사용된다. 핫챔버 장비와 달리, 금속 주입 장치는 짧은 시간 동안 오직 용융 금속하고만 접촉하고, 용융 금속은 매 사이클마다 레들로 떨어져 샷슬리브에 옮겨진다. 또한, 금형캐비티 및 플런저팁을 보호하기 위해 일반적으로 오일 또는 윤활유를 분사하며 이것은 금형의 수명을 증가시키고, 응고된 용융 금속과 금형과의 접착력을 감소시킨다.

콜드챔버 다이캐스팅 공정에서, 플런저의 직경 및 저/고속 속도와 같은 조건의 제어는 플런저 이동 중, 내부의 기공을 감소시키는 중요한 요소이다. 플런저 조건이 최적화 되었을지라도, 용융 금속의 충전 중에 기공이 형성 될 수 있으며, 이는 기계적 성질의 감소를 유도한다. 최근 내부의 기공을 제거하기 위해 진공 보조 장치가 달린 고압 다이캐스팅이 개발되었다 [3, 4]. 그림 1.2는 진공 시스템을 적용한 콜드챔버 다이캐스팅 공정의 순서를 보여준다. 처음에 용융 금속이 샷슬리브 안으로 부어진다. (1), 플런저가 즉시 용융 금속을 밀어 넣는다. (2), 진공 장치가 작동하고, 저/고속 속도로 용융 금속이 캐비티 안으로 들어간다. (3), 용융 금속의 충전 후, 고압이 응고 동안 유지된다. (4), 응고가 완료되면 금형이 열리고, 시편이 다이캐스팅 금형에서 떼내어 진다. (5)



(a)



(b)

Figure 1.1 Schematics of high pressure die-casting machine; (a) hot chamber type and (b) cold chamber type [1].

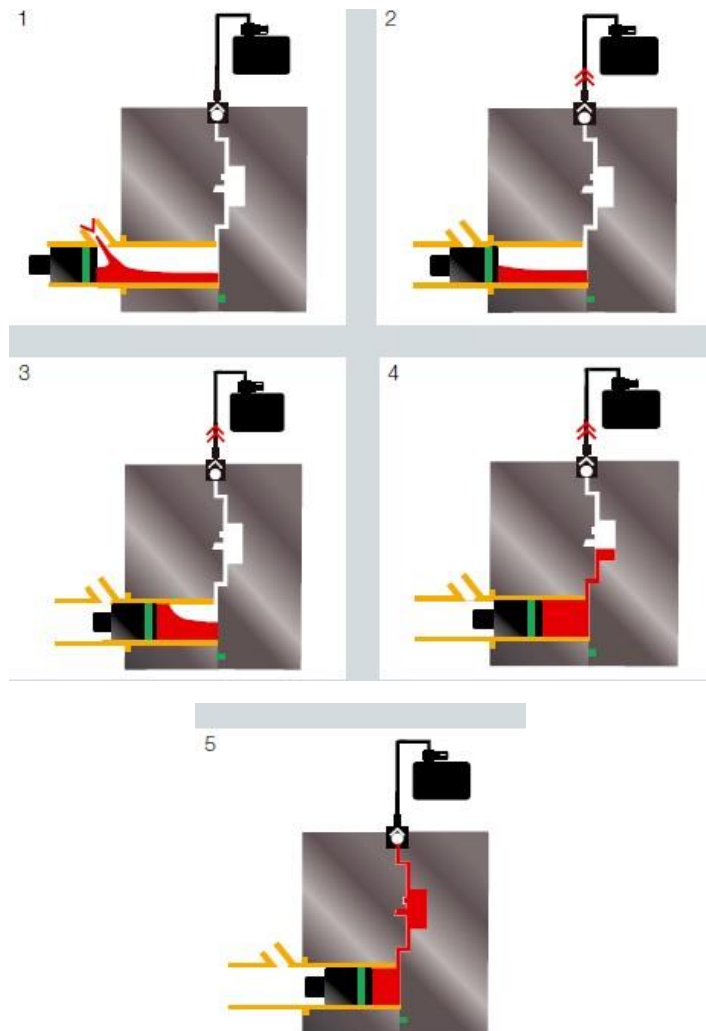


Figure 1.2 Sequence of cold chamber die-casting process with vacuum system; (1) melt pouring, (2) injection, (3) vacuum evacuation, (4) die filling and (5) vacuum shut-off [2].

## 1.2 마그네슘합금 개발

최근 에너지 자원의 고갈과 환경오염이 더욱 가속화됨에 따라, 자동차의 연비 향상을 위한 경량재료 부품 적용이 주목 받고 있는 가운데 상용 구조용 금속 중 무게가 가장 가벼운 마그네슘합금을 적용한 자동차 부품 개발이 활발히 진행되고 있다. 특히, 스티어링휠, 알로이휠, 엔진블록, 미션케이스, 오일팬 등의 자동차 부품 들은 다른 부품에 비해 기술적 어려움과 원가의 문제점을 가지고 있음에도 불구하고 전체 자동차 무게에 있어 큰 비중을 차지하여 경량화 효과를 크게 얻을 수 있을 뿐만 아니라, 차량 전후 무게비를 최적화하여 주행성능 개선에 의한 상품성 향상에도 큰 영향을 미친다. 현재 상용화된 대표적인 다이캐스팅용 마그네슘합금으로는 고강도 합금인 AZ91D (Mg-9wt.%Al-1wt.%Zn)와 고연성의 AM50A 및 AM60B 합금이 있으나, 고강도와 고연성을 모두 만족하는 상용 합금은 부족한 상황이다. 따라서 최근에는 기계적 특성, 주조성 및 부식 특성을 향상시킨 마그네슘 신합금의 개발이 절실히 요구되고 있다 [5-10]. 향상된 특성의 마그네슘합금을 개발하기 위해서는 합금 원소의 선정과 함량이 신중히 고려되어야 한다. 다음은 마그네슘에 합금 원소로써 Al, Ca, Sr, 및 Mn이 첨가되었을 때 합금의 특성을 보여준다.

### ○ Mg-Al-Ca Alloys

RE 원소에 비해 가벼우면서 경제적인 Ca은 고온 특성에도 기여한다 [8, 9]. Ca은 Sr 원자량의 절반이고 RE 원소의 1/3이다. 그래서 Sr 및 RE 원소를 첨가할 때 생성되는 2차상과 같은 부피 분율을 얻기 위해서는 Ca의 함량은 상당히 적어야 한다. 따라서, Ca을 함유한 합금은 Sr 및 RE



원소를 함유한 합금에 비해 상온 인장 강도, 압축 항복 강도 및 크리프 강도를 상당히 향상시켰다. Ca은 상대적으로 저렴한 원소이기 때문에 비용 대비 가치 측면에서 상기 특성을 상당히 향상 시켰다. 2~6 wt.%Al과 0.6~1.0wt.%Ca을 첨가한 (Mg-Al-Ca) 합금계가 150°C 부근에서 기존의 AE42 합금계와 비교해서 우수한 내부식성 및 유사한 크리프 특성을 보여주었다 [13]. Ca첨가로 인해 고온 안정상인  $Al_2Ca$ 가 생성되어  $Mg_{17}Al_{12}$  상의 형성을 효과적으로 억제하였음을 밝혔다. 그러나 Ca이 1wt.% 이상 첨가되었을 때 hot cracking과 die stacking 같은 주조결함이 나타났다는 보고가 있다.

#### ○ Mg-Al-Sr 합금

AJ(Mg-Al-Sr) 합금에는 AJ51(Mg-5wt.%Al-1wt.%Sr), AJ52(Mg-5wt.%Al-2wt.%Sr) 및 AJ62(Mg-6wt.%Al-2wt.%Sr) 등이 있다. AJ52 합금은 매우 뛰어난 크리프 특성을 보이고, AJ62 합금은 높은 크리프 특성과 주조성을 보인다 [14, 15]. AJ 합금은 Sr/Al 비율에 따라 다른 미세 구조를 보여준다. Sr/Al 비가 0.3 이하일 때,  $Al_4Sr$  화합물로 존재하며 0.3 이상일 때는 금속간 화합물 Mg-Al-Sr 상으로 존재한다. Sr/Al 비율은  $Mg_{17}Al_{12}$  상을 억제하기도 하지만 Sr/Al 비가 너무 낮으면 모든 Al과 결합하기에는 Sr의 양이 부족하므로 Al이  $Mg_{17}Al_{12}$  상을 형성하게 된다. AJ 계열은 연성이 좋지 않고, AE계열보다 좀 더 낮은 크리프 특성을 가지고 있기 때문에 이전 모델과 경쟁을 할 수 없다. 따라서, 상업적으로 활용하기 위해 Mg-Al-Sr 합금의 최적화 연구가 요구된다.

#### ○ Mg-Al-RE 합금

AE 계열의 대표적인 합금으로는 AE42(Mg-4wt.%Al-2wt.%RE) 및 AE44(Mg-4wt.%Al-4wt.%RE)가 있다. 이 두 합금은 130℃ 부근의 온도에서 AZ91D 합금보다 약간 낮은 강도를 가지고 있다. 그러나 약 150℃ 부근의 온도에서는 AM(Mg-Al-Mn)계열과 AS(Mg-Al-Si)계열 합금을 포함하여 거의 모든 상업용 다이캐스팅 합금 중에서 강도가 가장 높다고 알려져 있다. Mg-Al-RE 합금의 미세 구조는 AE42 및 AE44 합금의 크리프 특성을 결정한다. RE는 AE 합금에서 주로 세륨 및 란타늄으로 구성되며,  $Al_4RE$ 를 형성한다. 결정립계에 존재하는  $Al_4RE$  상은 Mg-Al계 다이캐스팅 합금의 grain boundary sliding [16]에 매우 효과적인 방해물이 된다. 상의 융점이 열안정성과 관련있기 때문에 1200℃ 이상의 융점을 가지는  $Al_4RE$  상으로 AE 계열 합금의 우수한 크리프 특성을 설명할 수 있다. 하지만  $Al_4RE$  상의 열안정성은 150℃를 넘지 못하기 때문에 AE42 합금은 150℃ 이상에서 크리프 강도를 잃는다. 175℃와 같은 고온에서 불안정한 상인  $Al_2RE$  및  $Mg_{17}Al_{12}$ 의 부피 분율이 상변화를 통해 증가하는 반면  $Al_4RE$  상의 부피 분율은 감소하는 것을 미세구조 분석을 통해 확인할 수 있다.

#### ○ Mg-Al-Ca-Sr-RE 합금

최근 Al을 함유한 Mg 합금에 희토류와 알칼리 토류 원소를 첨가한 합금계가 개발되었다. Nissan의 특허합금인 Mg-Al-Ca-RE와 Honda 합금인 ACM522(Mg-5wt.%Al-2wt.%Ca-2wt.%RE)는 AE42 합금보다 우수한 크리프 특성을 주장한다. 이 합금은 Honda에서 하이브리드 자동차용 오일

팬으로 사용되며 Al-RE 및 Al-Ca 금속간 화합물을 미세 구조에서 확인할 수 있다. 몇 년 전 Dead Sea Magnesium과 Volkswagen AG는 새로운 크리프 저항성과 비용이 효율적인 다이캐스팅 마그네슘합금 개발을 목표로 포괄적인 합금 개발 프로그램을 시작했다. 이 연구소에서 MRI153M 및 MRI230D로 지정된 새로운 Mg 합금이 개발되었다 [17, 18]. MRI153M은 높은 응력하에 150℃까지 오랜 시간 견딜 수 있는 저비용의 크리프 저항성을 지닌 합금이다. MRI153M 합금은 AZ91D 합금과 유사한 주조성을 보여준다. 이것은 트랜스미션 하우징, 오일 팬, 오일 펌프 등과 같은 복잡한 부품의 다이캐스팅 시험에 의해 입증되었다. 50~110Mpa의 응력하에 100~150℃에서 MRI153M의 크리프 특성은 상업용 합금의 크리프 특성보다 매우 우수하다.

### 1.3 연구목적

이 연구의 주요 목적은 스티어링휠과 엔진블록 같은 자동차 부품에 적합한 고강도, 고연성 다이캐스팅용 마그네슘합금을 개발하는 것이다. 현재 개발되고 있는 다이캐스팅용 마그네슘합금은 고강도와 고연성 및 주조성을 동시에 만족시키지 못하고 있기 때문에 자동차 및 전자 부품으로의 범용 적용에 한계를 가지고 있다. 이 연구는 고압 다이캐스팅 마그네슘 합금의 미세 구조 및 기계적 특성에 합금 원소가 미치는 영향을 조사하고, 자동차 부품용 마그네슘합금을 개발하는 것을 목표로 한다. 대표적 상용합금인 AZ91D 합금과 비교하여 고강도, 고연성의 합금을 개발하기 위해 AZ91D 합금 대비 인장강도는 113% 이상, 연신율은 150% 이상의 정량적 목표를 선정하여 표 1.1에 나타내었다. 새로운 마그네슘합금은 상온과 고온에서 다양한 석출상의 분율과 형성을 예측할 수 있는 열역학 시뮬레이션 소프트웨어로 설계되었다. 마그네슘합금의 설계 방법은 다음과 같다. 첫 번째로 강도와 주조성을 고려하여 다이캐스팅용 마그네슘합금에 적절한 양의 Al첨가하였다. 두 번째로 고용강화 효과를 얻기 위해 치환형 고용체를 만들 수 있는 첨가 원소를 선정하였다. 주조전산모사를 이용하여 최적 다이캐스팅 공정 조건을 확보하고, 시편을 제조하였다. 그 후, 제조된 시편을 이용하여 미세조직 분석 및 특성평가를 수행하였다.

Table 1.1 Quantitative targets of mechanical properties of high pressure die-cast Mg alloys.

	U.T.S. (MPa) at R.T.	El. (%) at R.T.
AZ91D	230	3.0
Target	260 (more than 113% of AZ91D)	4.5 (more than 150% of AZ91D)

## 2. 실험방법

### 2.1 합금계 선정

합금설계에 있어 합금 원소의 종류 및 첨가량에 따른 열역학적 전산모사 방법은 개발 합금의 액상선 온도, 고상선 온도, 생성상 등에 대한 기본적인 예측을 할 수 있으며, 이를 바탕으로 개발 합금의 특성을 예측할 수 있는 유용한 방법이다. 열역학적 분석 방법을 통해 합금설계에 따른 기본적인 특성 등을 예측하여 발생될 수 있는 문제점을 최대한 배제하려 하였다. 이를 위해 Pandat™ 열역학 전산모사 프로그램을 이용하여 각 합금조성에 대해 온도에 따라 생성되는 상(Phase)들과 분율(Mole Fraction)을 예측 및 분석하였다. 실제 다이캐스팅 공정에서는 용탕이 빠른 속도로 응고하여 고상에서의 확산이 매우 제한적이기 때문에, 전산모사에서는 액상에서는 완전히 혼합되지만 고상에서는 확산이 일어나지 않는 것을 가정한 ‘Scheil Model‘을 적용하여 석출상의 분율을 계산하였다 [19].

### 2.2 다이캐스팅 주조 조건 선정

다이캐스팅 주조 조건 선정을 위해 주조전산모사 프로그램을 이용하여 실제 공정과 같이 용탕온도, 금형온도, 플런저속도 및 진공흡입지연시간 등의 공정변수를 고려하였다. 다이캐스팅 공정은 적절한 용탕온도 및 금형온도의 선정 외에도 플런저의 가동 속도나 고속으로 천이되는 구간, 진공흡입시점 등의 변수가 매우 중요하다. 이는 슬리브내에 장입된

용탕의 거동이 플런저의 저속 및 고속속도나 저/고속 천이구간 선정에 따라 난류를 유발할 수 있으며, 난류로 인해 혼입된 공기가 제품의 내부결함을 발생시키기 때문이다. 본 연구에서는 AnyCasting™ 프로그램을 이용하여 최적의 플런저속도 및 진공흡입시점 등에 대한 조건을 수립하였다. 개발 합금인 Mg-8Al-X와 유사한 특성을 보이는 AM60B 합금을 AZ91D 합금을 대신하여 시뮬레이션 소프트웨어에 적용하였다

## 2.3 다이캐스팅 시편제조

다이캐스팅 시편은 진공 시스템을 갖춘 350톤 콜드챔버 다이캐스팅 장비에서 제조되었다(그림 2.1). 고압 다이캐스팅 시편은 그림 2.2에 나타내었다. 합금은 산화를 방지하기 위해  $\text{CO}_2 + \text{SF}_6$  분위기하의  $690^\circ\text{C}$ 에서 용융되었으며, 금형은  $200^\circ\text{C}$ 의 온도로 유지되었다. Mg-Al계 합금에 대한 첨가 원소는 Ca, Sr, Y, Mm (Ce-rich) 이었다. Mg, Al 및 Ca은 순도 99.9%, Sr은 Al-90wt.%Sr, Y은 Mg-30wt.%Y의 형태로 각각 첨가되었다, Mm은 Cerium (50 %), Lanthanum (25 %), Neodymium (20%) 및 Praseodymium (5 %)을 함유한 Ce-rich 금속이었다. 제조된 합금의 조성은 표 2.1에 나와있다.



Figure 2.1 350 ton cold chamber high pressure die-casting machine.





Figure 2.2 High pressure die-cast specimens.

Table 2.1 Composition of high pressure die-cast magnesium alloys.

Alloys	Compositions (wt.%)						
	Al	Mn	Ca	Sr	Y	Mm	Mg
Mg-8.0Al	8.0	0.3					Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca	8.0	0.3	1.0				Bal
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr	8.0	0.3	1.0	0.1			Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.1Y	8.0	0.3	1.0	0.1	0.1		Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.3Y	8.0	0.3	1.0	0.1	0.3		Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm	8.0	0.3	1.0	0.1	0.3	1.0	Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm	8.0	0.3	1.0	0.1	0.3	2.0	Bal.

## 2.4 특성평가 및 분석

### 2.4.1 미세조직

제조된 합금의 미세조직 관찰을 위해 인장 실험 후 파단면에서 5mm 떨어진 부분의 시편을 절단하여 SiC 연마지를 이용해 #4000까지 연마한 후, 0.3과 0.05 $\mu\text{m}$ 의 알루미나 분말로 연마하였다. 이 시편들은 Picric acid 4.2g + Ethyl alcohol 70ml + Acetic acid 10ml + Distilled water 10ml의 혼합용액으로 에칭되었다. 후처리로 초음파 세척을 한 후 미세조직은 광학현미경(JP/KIMS-5000) 및 FE-SEM (MERLIN Compact)으로 관찰하였으며 다양한 석출상의 정량분석을 위해 XRD (New D8 Advance)가 사용되었다. 각 온도별시편의 미세조직 및 석출상을 관찰하기 위해 150 $^{\circ}\text{C}$ 에서 고온 인장실험 후 즉시 퀘칭을 실시하였고, 420 $^{\circ}\text{C}$ 의 온도 조건에서 24시간 열처리를 한 후 즉시 퀘칭하였다.

### 2.4.2 인장실험

인장 실험은 정확한 연신율을 측정하기 위해 연신계가 장착된 Instron 5582 동적 피로 시험 장비를 사용하였다. 실험에 사용한 인장시편은 표점거리가 16mm이고, 직경이 4mm인 봉상시편이었다 [20]. 인장 실험을 위한 시편의 치수는 그림 2.3에 나타내었다. 인장 실험은  $2 \times 10^{-4}$ /s의 초기

변형률 속도를 적용하여 상온(25℃)과 150℃의 온도에서 실시하였다 [21]. 고온 인장 실험의 경우 실험 전 목표 온도까지 가열한 후 시편에 온도가 균일하게 분포될 수 있도록 30분간 유지하였다. 합금의 재현성을 입증하기 위해 5개의 시편을 동일 조건에서 실험하였다.

### 2.4.3 기공분석

합금의 기공률은 인장 시편을 사용하여 아르키메데스 법에 의해 측정되었다. 제조 합금의 밀도 이론값과 밀도계(ED-120T)를 사용하여 얻은 실험값으로 기공률을 계산하였다. 기공률의 식은 다음과 같다.

$$\text{Porosity Level (\%)} = \frac{\rho_{theoretic} - \rho_{real}}{\rho_{theoretic}} \times 100 \text{ ----- (2.1)}$$

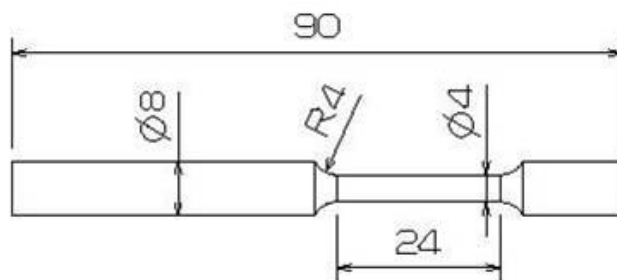


Figure 2.3 Dimension of specimen for tensile test.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 다이캐스팅용 마그네슘합금 개발

##### 3.1.1 합금설계

고용강화 효과를 얻기 위해 치환형 고용체를 만들 수 있는 원소를 후보군으로 선정하였다. 표 3.1과 그림 3.1에 첨가 원소의 원자 사이즈 및 마그네슘 내 고용도와 2원계 상태도를 나타내었다. 고용강화의 측면에서 볼 때 원자반경의 차이가 클수록 강화효과가 크므로 Mg와 원자 반경의 차이가 큰 Al, Ca, Sr, Y, Mm(Ce-rich)의 원소들이 고용강화에 유리한 원소로 판단되어 선정하였다. Al의 첨가량을 8.0wt.%로 선택한 이유는 구조성이 우수한 것으로 알려진 AZ91 합금을 기준으로 강도와 연신율에 영향을 미치는 Al의 양을 조금 줄여 강도를 낮추고, 연신율을 높이기 위함이다. Ca은 덴드라이트의 경계에서 Ca/Al의 비율에 따라 열적으로 안정한  $Mg_2Ca$ ,  $Al_2Ca$  또는  $(Mg, Al)_2Ca$  상을 형성하고, 결정립 미세화, 내산화성 등과 같은 장점을 가지고 있다. 하지만 Ca은 1wt.% 이상 첨가 시 기계적 특성을 악화시키고, hot cracking과 die soldering을 야기한다는 연구결과가 있으므로 함량을 1wt.%로 한정하였다. Sr의 첨가는 다이캐스팅 마그네슘합금의 미세 기공 감소와 유동도를 증가시키고,  $Al_4Sr$ ,  $Al_2Sr$  및  $AlMgSr$ 과 같은 열적으로 안정한 석출물을 형성한다. 하지만 Sr은

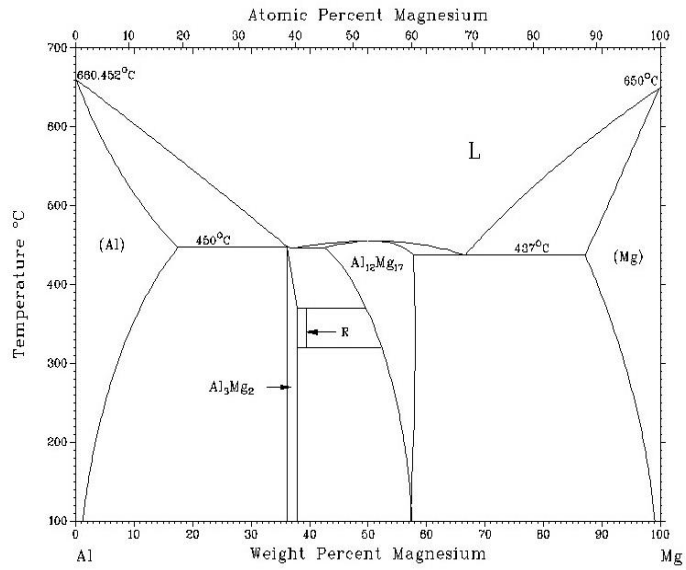
상대적으로 고가의 원소이고, 0.5wt.% 이상에서는 유동도를 감소시킨다는 보고가 있으므로 0.5wt.% 이내로 소량 첨가하였다. Y와 Mm의 첨가는 더욱 미세화된 수지상을 얻고, 열적으로 안정한 금속간 화합물  $Al_{11}RE_3$ ,  $Al_2RE$ 의 형성을 통해 결정립계 강화와 기계적 특성 향상에 매우 효과적이다. 고가의 순수 Y를 대신하여 상대적으로 저가인 Mg-Y 모합금을 사용하였으며 0.3wt.% 이내로 소량 첨가하였다. 또한, 불순물 제거와 내식성을 향상시키기 위해 0.3wt.%의 Mn을 첨가하였다. 본 연구에서는 고강도와 고연성을 동시에 만족시키기 위해 적정량의 Ca, Sr, Y 및 Mm을 첨가한 Mg-8Al-X 합금을 개발하고자 하였다.

Table 3.1 Atomic size and solubility in Mg [22, 23, 24].

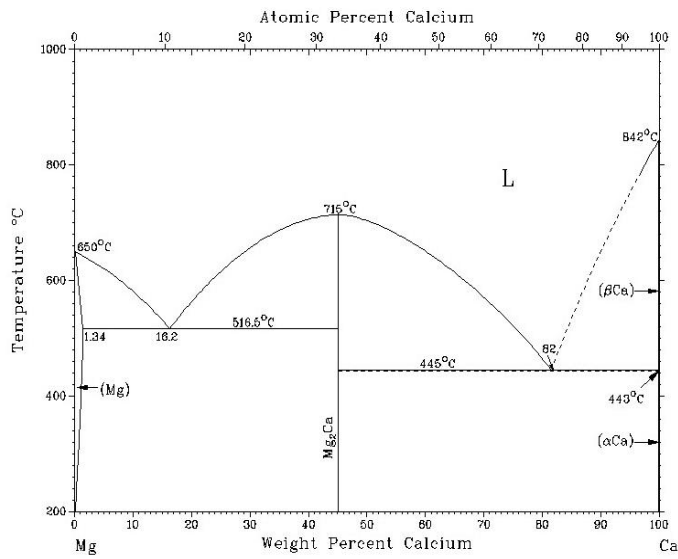
Element	Atomic radius(nm)	Difference of radius (%)	Eutectic Temp. (°C)	Maximum solubility in Mg	
				at. %	wt. %
Al	0.143	-10.6	450	11.60	12.70
Ca	0.197	23.1	516	0.82	1.35
Sr	0.215	34.4	585	0.03	0.11
Y	0.227	41.8	566	4.7	12.60
Ce	0.181	20.7	592	0.09	0.52

\* Atomic radius of Mg: 0.160 nm



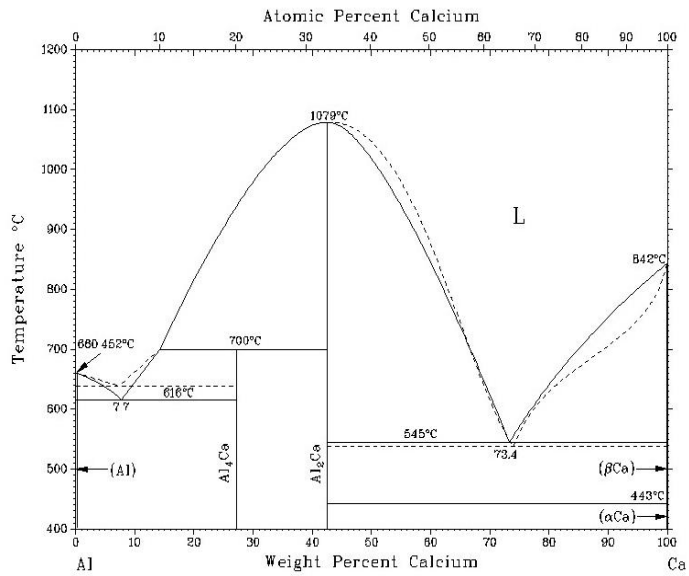


(a) Mg-Al

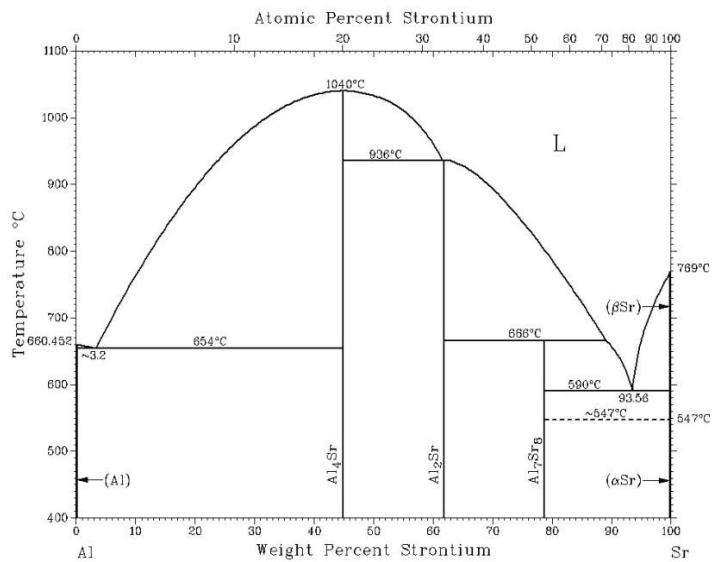


(b) Mg-Ca

Figure 3.1 Binary phase diagram [24].

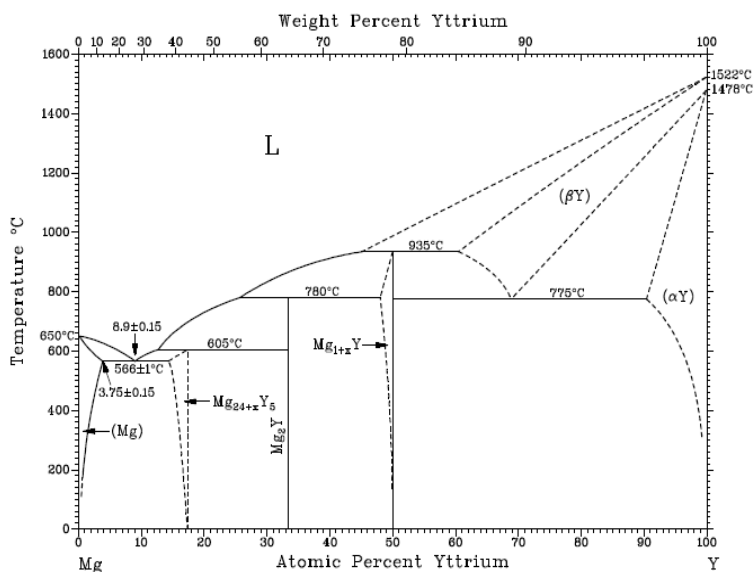


(c) Al-Ca

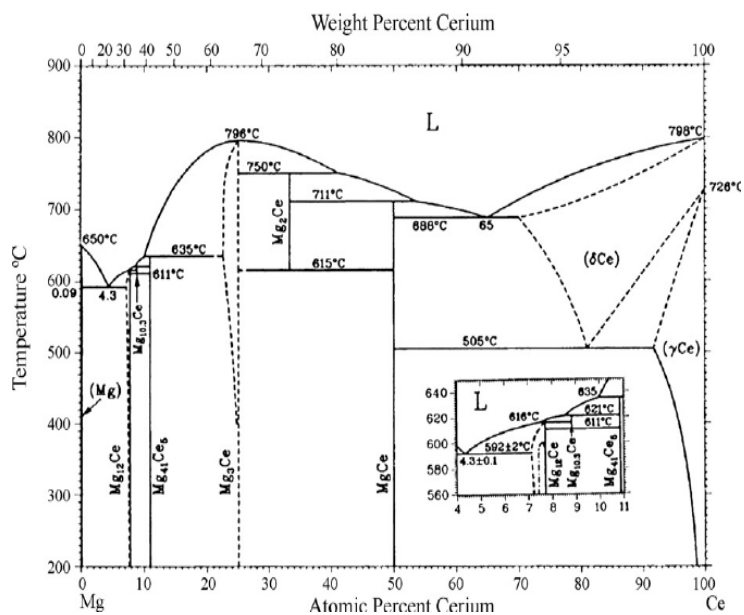


(d) Al-Sr

Figure 3.1 Continued.



(e) Mg-Y



(f) Mg-Ce

Figure 3.1 Continued.

### 3.1.2 열역학 전산모사 결과

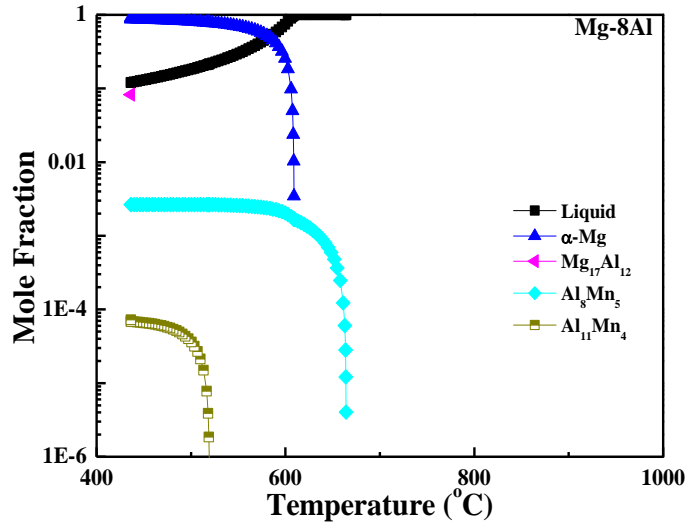
그림 3.2는 개발 합금에 대하여 온도에 따른 석출상의 응고 거동 결과를 보여 준다. 그림 3.2 (a) ~ (g)를 통해 원소의 첨가로 인한 상의 형성 및 각 상의 몰분율과 응고 범위에 미치는 영향을 확인할 수 있다. 각 원소의 첨가는  $\alpha$ -Mg의 기지보다 화학적 친화력이 강하기 때문에  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  상을 분해하고, Al이 풍부한 새로운 상을 형성한다. 그림 3.2 (a)에서 (g)까지의 pandat 시뮬레이션 결과는 XRD 및 SEM 분석과 관련하여 다음과 같이 설명 되어진다.

Mg-8Al 합금에서는 (그림 3.2 (a)),  $\text{Al}_8\text{Mn}_5$  상 및  $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$  상의 분율이 낮은 반면 최종적으로 생성된  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  공정상의 분율은 높았다. Mg-8Al-1Ca 합금에서는 (그림 3.2 (b)),  $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$  상이 새로 생성되었고, 이 상은  $526.07^\circ\text{C}$ 에서 응고하기 시작하여  $443.73^\circ\text{C}$ 에서 완료되었다. 그림 3.10 (b) 및 그림 3.11 (b)에서 볼 수 있듯이  $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$  상은 주로  $\text{Al}_2\text{Ca}$  상으로 검출됨을 확인할 수 있다. 응고는  $\alpha\text{-Mg} \rightarrow (\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca} \rightarrow \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  상의 순서로 진행되었다. 그림 3.2 (c) 에서는, Sr 첨가에 의해  $\text{Al}_4\text{Sr}$  상과  $\text{AlMgSr}$  상이 새롭게 형성되었다. 그림 3.2 (d)와 (e) 에서, Y 첨가에 의해 생성되는  $\text{Al}_2\text{Y}$  상은 생성열 ( $(\Delta H): \text{Al}_2\text{Y} = -52 \text{ KJ/mol} > \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12} = -4 \text{ KJ/mol}$ )이 매우 높기 때문에 강한 합금성을 가지고 있다. 또한,  $\text{Al}_2\text{Y}$  상은 응집 에너지 ( $(E_{\text{coh}}): \text{Al}_2\text{Y} = -442.39 \text{ KJ/mol} > \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12} = -252.82 \text{ KJ/mol}$ )가 매우 높기 때문에 강한 구조적 안정성을 가지고 있다 [25].

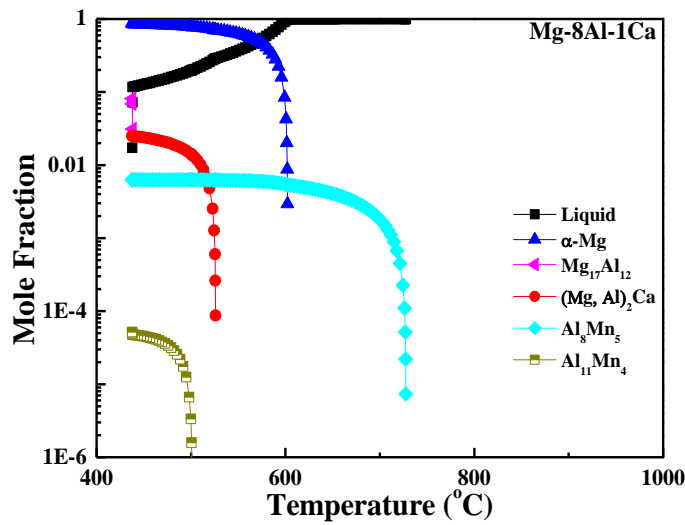
그림 3.2 (f)와 (g) 에서, Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 합금에 Mm (Ce-rich)의 첨가로 인해  $\text{Al}_2\text{Ce}$ ,  $\text{Al}_3\text{Ce}$  그리고  $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 와 같은 2차상을 유도하였다.

$\text{Al}_2\text{Ce}$  상은 polygonal 면심입방구조에 속하는 열적으로 안정한 다각형 입자이며,  $\text{Al}_3\text{Ce}$  상은  $\alpha\text{-Mg}$  내에서 Ce 원소의 낮은 확산 속도와 높은 용점 ( $590\text{ }^\circ\text{C}$ )을 가지고 있는 육각형의 형태의 열적으로 안정한 입자이다 [26].

표 3.2와 그림 3.3에 상온에서 다이캐스팅 공정으로 제조된  $\text{Mg-8Al-X}$  합금에 대하여 생성된 각 상의 몰 분율을 나타내었다.  $\text{Mg-8Al}$  합금에 Ca, Sr, Y 그리고 Mm을 첨가함에 따라 Al-Ca, Al-Sr, Al-Y 또는 Al-Ce 상의 형성과 함께  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  상의 분율이 감소하는 것을 확인할 수 있다.  $\text{Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y}$  합금에 1~2wt.%의 Mm이 첨가되었을 때,  $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$  상보다  $\text{Al}_2\text{Ce}$  상과  $\text{Al}_3\text{Ce}$  상의 분율이 더 증가한 것을 알 수 있다.

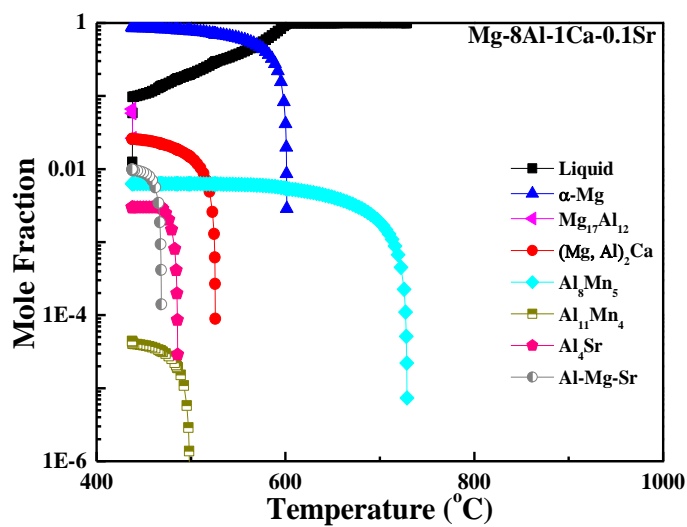


(a)

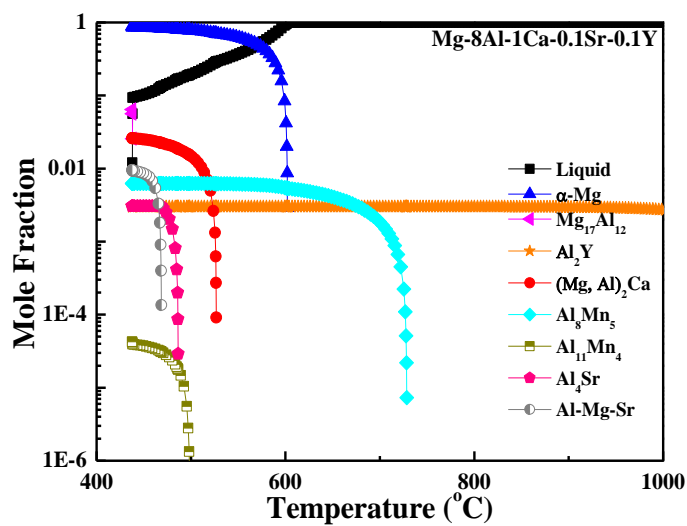


(b)

Figure 3.2 Solidification behaviors of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr, (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y, (e) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (f) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (g) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.

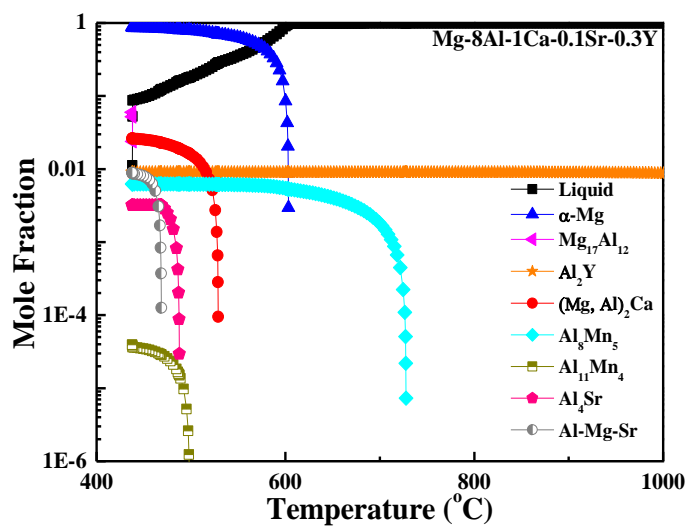


(c)

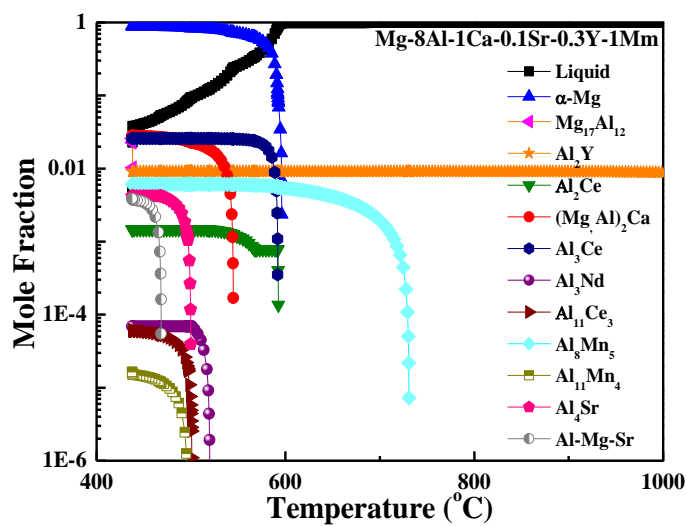


(d)

Figure 3.2 Continued.



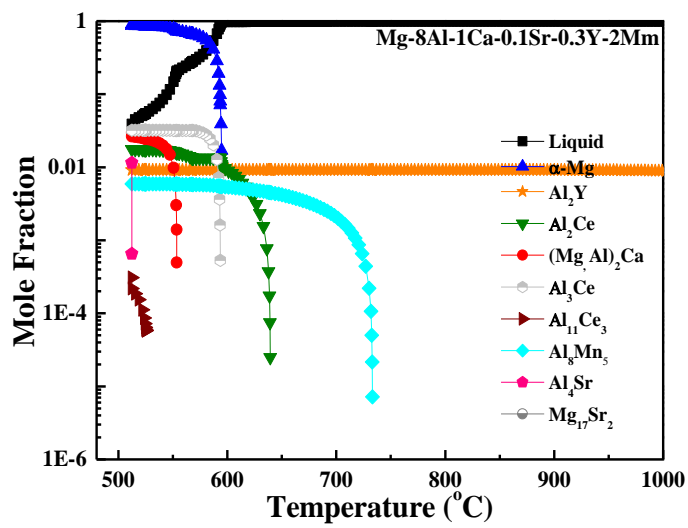
(e)



(f)

Figure 3.2 Continued.





(g)

Figure 3.2 Continued.

Table 3.2 Mole fraction of each phase with different alloying elements in high pressure die-cast Mg-Al-X alloys.

Alloys	Amount of phases at room temperature (at.%)							
	Mg <sub>17</sub> Al <sub>12</sub>	Al <sub>2</sub> Y	Al <sub>2</sub> Ce	(Mg, Al) <sub>2</sub> Ca	Al <sub>11</sub> Ce <sub>3</sub>	Al <sub>3</sub> Ce	Al <sub>4</sub> Sr	Mg
Mg-8.0Al	8.25	-	-	-	-	-	-	Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca	8.10	-	-	2.50	-	-	-	Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr	6.66	-	-	2.58	-	-	0.30	Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.1Y	6.44	0.30	-	2.60	-	-	0.31	Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.3Y	5.99	0.90	-	2.62	-	-	0.32	Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm	2.59	0.91	0.15	2.82	0.01	2.58	0.42	Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm	-	0.92	1.76	2.96	0.03	3.20	1.14	Bal.

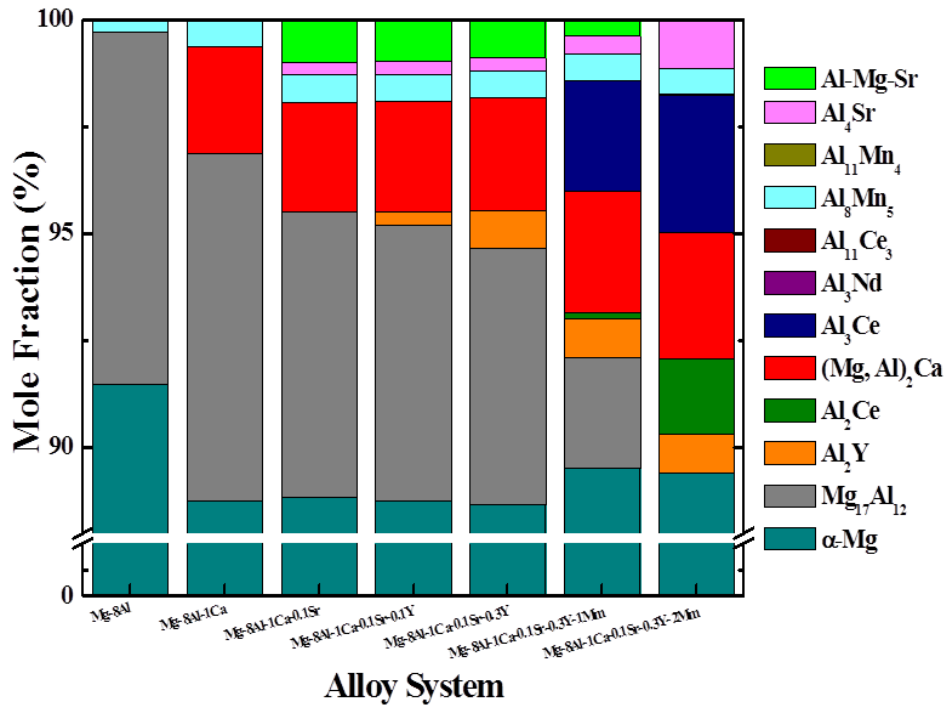


Figure 3.3 Mole Fraction of Mg-Al-X alloys by Pandat™ simulation.

## 3.2 다이캐스팅 공정 조건

### 3.2.1 HPDC 최적 공정 조건

HPDC 공정에서, 다이캐스팅은 금형충진 동안 용융 금속의 난류에 의한 기공과 같은 결함을 갖는다. 이러한 결함은 기계적 특성을 약화시키므로 [27-29], 용탕 내의 공기를 배출해야 한다. 캐비티 내 용융 금속의 난류 억제에 위한 HPDC 최적 공정 조건의 매개 변수로는 금형온도, 플런저의 저/고속, 진공흡입지연시간 및 저/고속 천이구간 등이 있으며, 상세한 실험 조건은 표 3.3에 나와있다. 표 3.3에서 알 수 있듯이, 용탕온도 690℃, 금형온도는 200℃로 유지되었다. 샷 당 용융 금속의 무게는 270g 이었다. 저/고속 천이구간은 용융 금속이 캐비티의 게이트를 통과할 때 플런저 위치를 기준으로 저속 구간의 길이는 314mm, 고속구간의 길이는 66mm 로 설정되었다. 플런저의 저/고속이 천이되기 직전인 진공흡입지연시간은 1.25 초로 설정하였고, 비스킷 두께는 20 mm 로 고정되었다. 본 연구에서는 HPDC 장비에 진공 펌프를 적용하여 진공 밸브를 통해 캐비티의 가스를 배출하고 주조 시뮬레이션 (AnyCasting™ 프로그램)을 통해 캐비티 내 용융 금속의 난류를 억제하였다.

Table 3.3 HPDC process parameters.

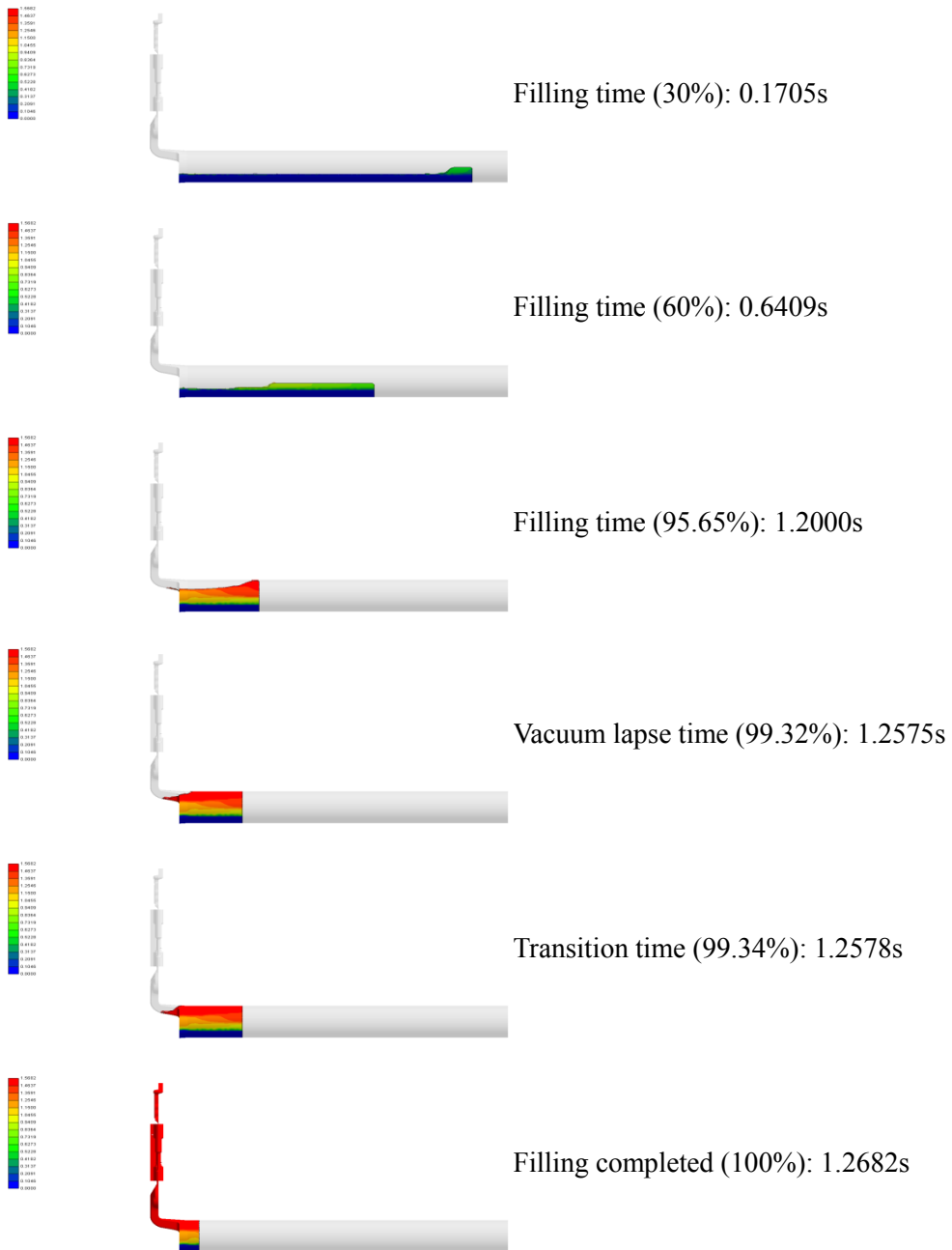
Contents	Remark
Melt Temperature	690°C
Die Temperature	200°C
Plunger Diameter ( $D_s$ )	50mm
Slow Phase Velocity	0.25 m/s
Fast Phase Velocity	5.00 m/s
Sleeve Length ( $L_s$ )	380mm
Vacuum Lapse Time	1.25 sec.
Slow Phase Length ( $L_L$ )	314 mm
Fast Phase Length ( $L_H$ )	66 mm
Biscuit Thickness	20mm

### 3.2.2 주조 전산모사 결과

AZ91D 합금과 주조 전산모사 프로그램에 적용된 AM60B 합금의 재료 특성을 표 3.4 에 나타내었으며 시뮬레이션 조건의 변수는 표 3.3 의 실험 조건과 동일하다. 충전 공정의 최적화를 위한 저속 구간의 속도를 결정하기 위해, 0.20m/s에서 0.50m/s 까지 다양한 속도로 시뮬레이션 하여 AM60B 의 유동 거동을 확인하였다. 이 연구에서, 저/고속 구간의 속도는 플런저 속도를 의미하고, 저/고속 구간의 용융 금속 속도는 플런저 속도와 동일하다고 가정하였다. 다른 매개 변수는 다음과 같이 일정하게 유지되었다. 용탕과 금형의 온도는 각각 690° 와 200°C, 저/고속 천이 구간의 길이는 314mm 그리고 고속 구간의 속도는 5.0m/s 였다. 그림 3.4 는 최적 공정 조건으로 선정된 저속 0.25m/s, 고속 5.0m/s 일 때의 충전 거동을 보여주는 시뮬레이션 결과이다. 결과로부터 0.3m/s 이상의 저속에서는 난류가 발생함을 알 수 있었다. 이러한 난류는 용융 금속 내 공기가 쉽게 갇힐 수 있게 유도하고, 주물 내 기공 형성에 기여한다. 반면, 0.25m/s 이하의 저속에서는 난류를 발생시키지 않았다. 이러한 이유 때문에 저속 구간의 최적 조건은 0.20m/s 의 속도보다 짧은 충전 시간을 갖는 0.25m/s 로 결정하였다. 저속 구간에서 0.20m/s 와 0.25m/s 의 충전 시간은 각각 1.57 초와 1.27 초였다.

Table 3.4 Material properties of Mg alloys [30].

Property	AZ91D	AM60B
Density at 20°C (g/cm <sup>3</sup> )	1.81	1.78
Coefficient of thermal expansion (μm/m·K)	26.0	26.0
Thermal conductivity at 20°C (W/K·m)	65	61
Specific heat (kJ/kg·K)	1.02	1.02
Latent heat of fusion (kJ/kg)	370	525
Liquidus temperature (°C)	590	615
Solidus temperature (°C)	434	434



(a) Slow phase velocity: 0.25 m/s and fast phase velocity: 5.0 m/s

Figure 3.4 Filling behavior of melt in sleeve.



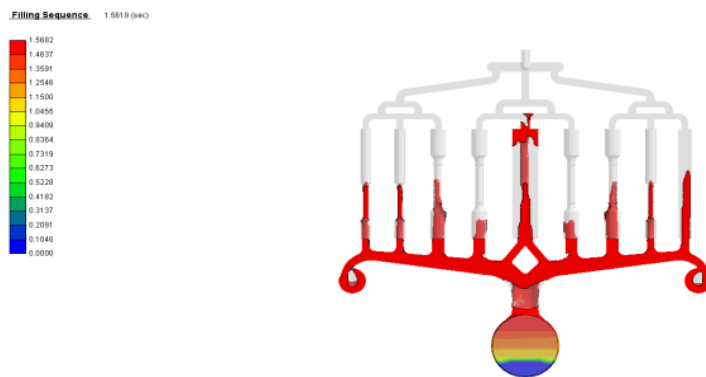
진공흡입지연시간은 슬리브 내부가 용융 금속으로 채워지고, 게이트를 통과하기 직전인 1.25 초로 결정되었다. 위의 결과를 바탕으로 그림 3.5 와 같이 최적의 진공 다이캐스팅 조건 하에서 시뮬레이션 프로그램을 이용하여 충전 거동을 평가 하였다. 조건은 저속 0.25m/s, 고속 5.0m/s, 진공흡입지연시간 1.25 초, 저/고속 천이구간의 길이는 314mm 이다. 용융 금속이 먼저 정 가운데에 위치한 부식시편을 채운 후, 다른 시편을 채우기 시작하여 마지막으로 오버플로우를 채우는 것으로 나타났다. 99.45%~100%의 충전 상태에서 용융 금속이 채워지는데 0.0086 초의 매우 짧은 시간이 걸렸다. 총 충전 시간은 1.2682 초였다.

그림 3.6 에서 최적 진공 다이캐스팅 조건 하의 응고거동을 확인할 수 있다. 응고 시작 3.6253 초 후, 20% 응고가 진행이 되었으며 캐비티 전 영역에 응고가 거의 완료된 상태였다. 오버플로우, 캐비티, 런너, 비스킷 순으로 응고가 일어나는 것을 확인할 수 있었고, '100% 완료되는데 총 18.7023 초가 소요되었다.

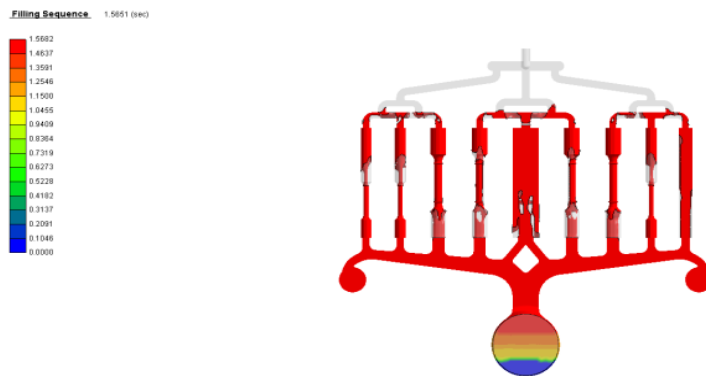
진공 및 비진공 조건하의 기포 고립 정도를 그림 3.7 에서 확인할 수 있다. 전반적으로 진공 조건에서는 기포가 드물게 관찰되었지만 비진공 조건에서는 가운데 부식시편을 포함한 전 캐비티 영역에 기포가 고루 퍼져있음을 확인할 수 있었다.



(a) Cavity filling stage of 99.45% (1.2596s)

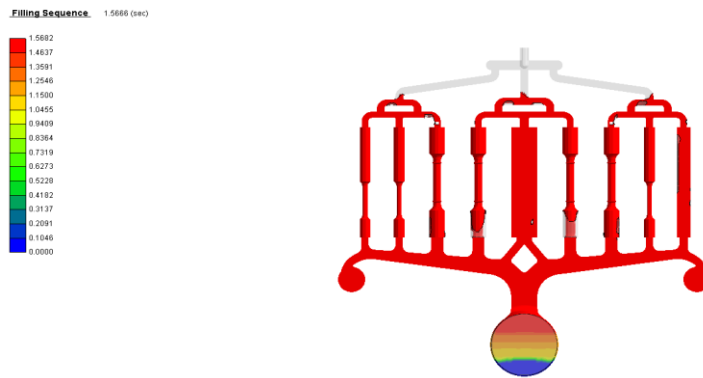


(b) Cavity filling stage of 99.60% (1.2619s)

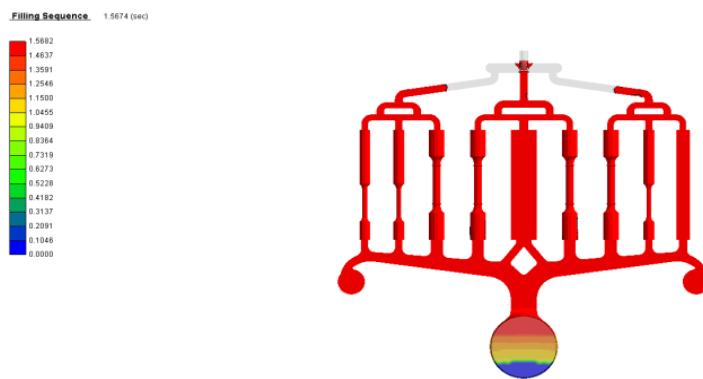


(c) Cavity filling stage of 99.80% (1.2651s)

Figure 3.5 Filling pattern of melt under optimized vacuum die casting process.



(d) Cavity filling stage of 99.90% (1.2666s)

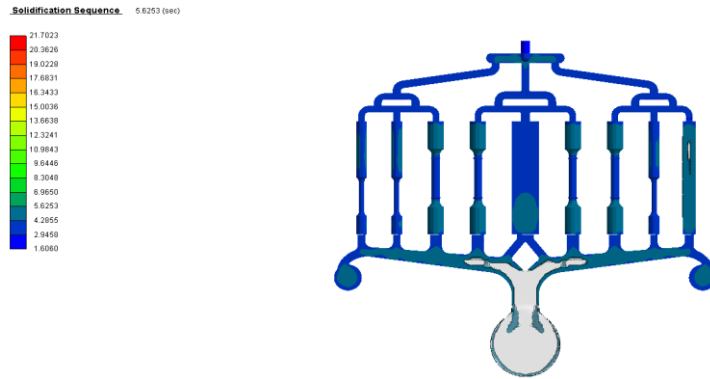


(e) Cavity filling stage of 99.95% (1.2674s)

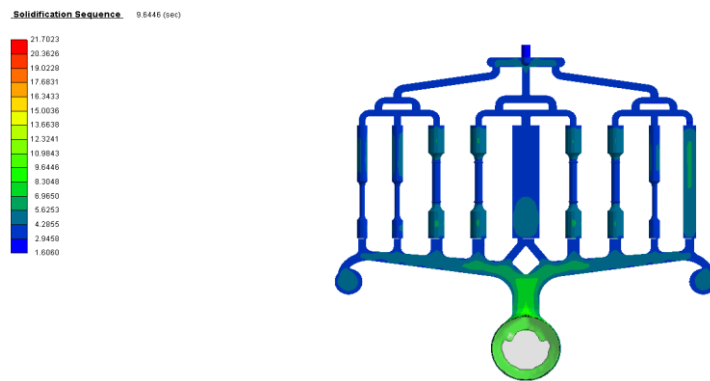


(f) Cavity filling stage of 100% (1.2682s)

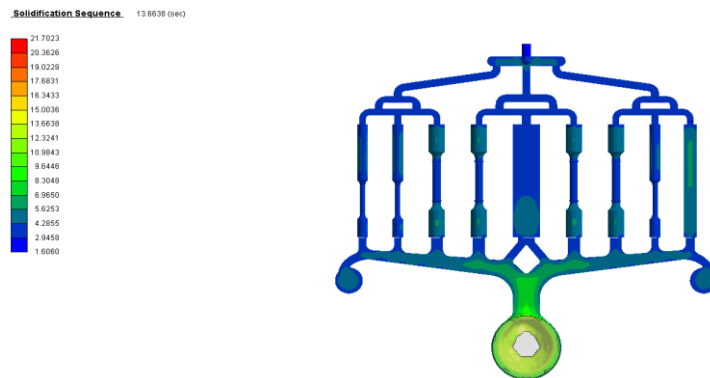
Figure 3.5 continued.



(a) Cavity solidification stage of 20.00% (3.6253s)

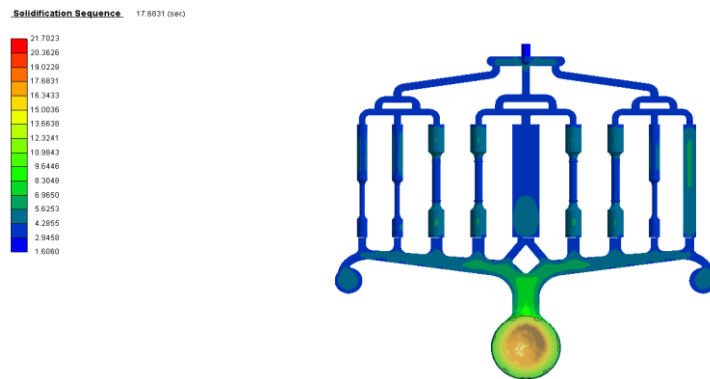


(b) Cavity solidification stage of 40.00% (6.6446s)

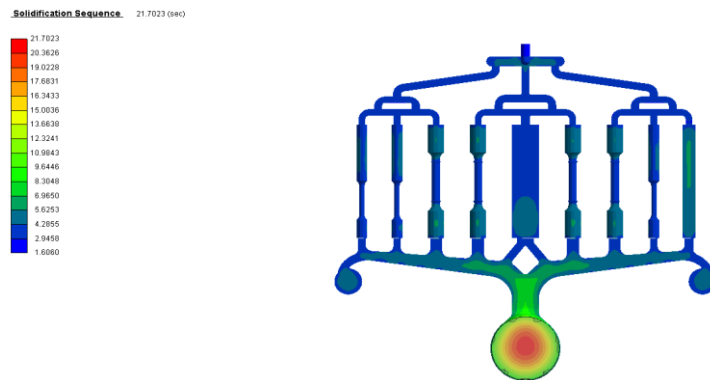


(c) Cavity solidification stage of 60.00% (10.6638s)

Figure 3.6 Solidification pattern of melt under optimized vacuum die casting process.

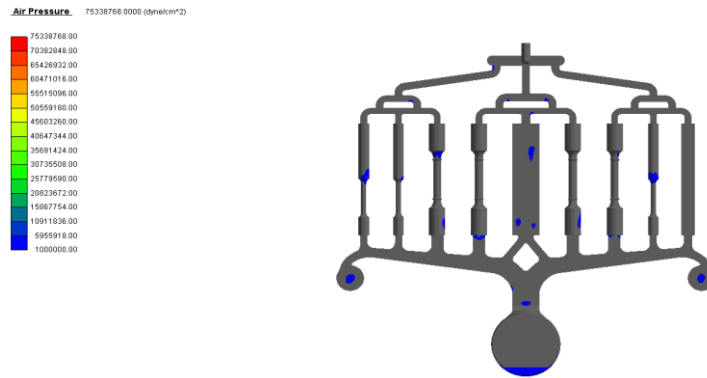


(d) Cavity solidification stage of 80.00% (14.6831s)

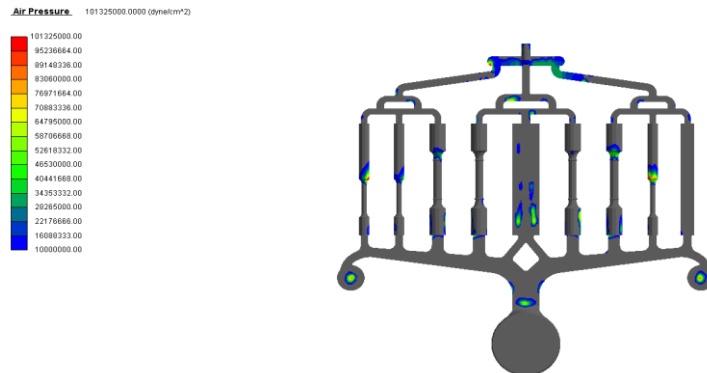


(e) Cavity solidification stage of 100% (21.7023s)

Figure 3.6 continued.



(a) Vacuum On condition



(b) Vacuum off condition

Figure 3.7 Void isolation in vacuum on and vacuum off condition.

### 3.3 다이캐스팅용 개발 합금 분석

#### 3.3.1 상온 미세조직 및 기계적 특성

그림 3.8은 광학 현미경에 의한 고압 다이캐스팅 Mg-Al-X 합금의 미세조직을 보여주고 있다. 그림 3.8 (a)에서 볼 수 있듯이, Mg-8Al 합금의 미세 조직은  $\alpha$ -Mg과  $Mg_{17}Al_{12}$  상으로 이루어져있다. Mg-8Al 합금에 Ca, Sr, Y 그리고 Mm이 첨가되면서 결정립이 미세화된 것을 그림 3.8에서 확인할 수 있으며 각 합금의 수지상 간격을 그림 3.9에 나타내었다. Mg-8Al 합금에 1.0wt.%Ca이 첨가되었을 때 수지상의 간격이  $10.2\mu m$ 에서  $8.8\mu m$ 로 감소하였다. 반면 Mg-8Al-1Ca 합금에 0.1wt.%의 Sr이 첨가되었을 때는 수지상 간격의 차이가 거의 없었다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr 합금에 0.1~0.3wt.%의 Y이 첨가되었을 때, 수지상의 간격이 줄어드는 것을 확인할 수 있었다. 특히 Mm의 첨가는 수지상의 간격을 눈에 띄게 감소시켰으며 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 합금에 1wt.%의 Mm이 첨가되었을 때  $6.9\mu m$ 로 수지상의 간격이 가장 줄어든 것을 확인할 수 있었다. 그러나 2wt.%의 Mm이 첨가되었을 때 수지상의 간격이  $7.1\mu m$ 로 증가하였다.

그림 3.10은 Mg-8Al-X 합금의 주사전자현미경에 의한 미세조직과 EDS 분석결과를 보여주고 있다. 분석 결과, Mg-8Al 합금에서 연속적인  $Mg_{17}Al_{12}$  상을 확인할 수 있었다. Mg-8Al 합금에 1wt.%Ca이 첨가되었을 때 결정립계에서  $Al_2Ca$  상이 생성되었고,  $Al_2Ca$  상은 액상에서 안정하고, 마그네슘과 우수한 격자 정합성을 가지기 때문에 불균일 핵생성으로

결정립 미세화를 유도하였다. Sr이 Mg-8Al-1Ca 합금에 첨가 되었을 때, Al-Sr 및 Mg-Al-Ca 상이 확인되었으며  $Mg_{17}Al_{12}$  상의 크기가 작아진 것을 관찰할 수 있었다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr 합금에 0.1wt.%의 Y이 첨가되면서 Al-Y 상이 생성되었고, 0.3wt.%의 Y이 첨가되었을 때 기계적 특성에 우수한 영향을 미치는 polygonal 형태의  $Al_2Y$  상이 결정립계에서 생성됨을 확인하였다. 또한, Al-Y 상 근처에는 Al-Mn 상이 함께 관찰되었다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 합금에 Mn의 첨가로 인해 수지상 영역 내 석출물 사이의 간격이 감소하였으며 Al-Ce 상이 생성되었다.

그림 3.11과 3.12는 Mg-8Al-X 합금의 X-ray 회절 패턴을 보여준다. 열역학 시뮬레이션 및 미세조직에서 관찰된 것처럼,  $Al_2Ca$ ,  $Al_4Sr$ ,  $Al_2Y$ ,  $Al_2Ce$ ,  $Al_3Ce$  또는  $Al_{11}Ce_3$  의 상이 확인되었으며 Mg-8Al 합금에 Ca, Sr, RE의 원소들이 첨가됨에 따라  $Mg_{17}Al_{12}$  상의 강도가 감소하였다.



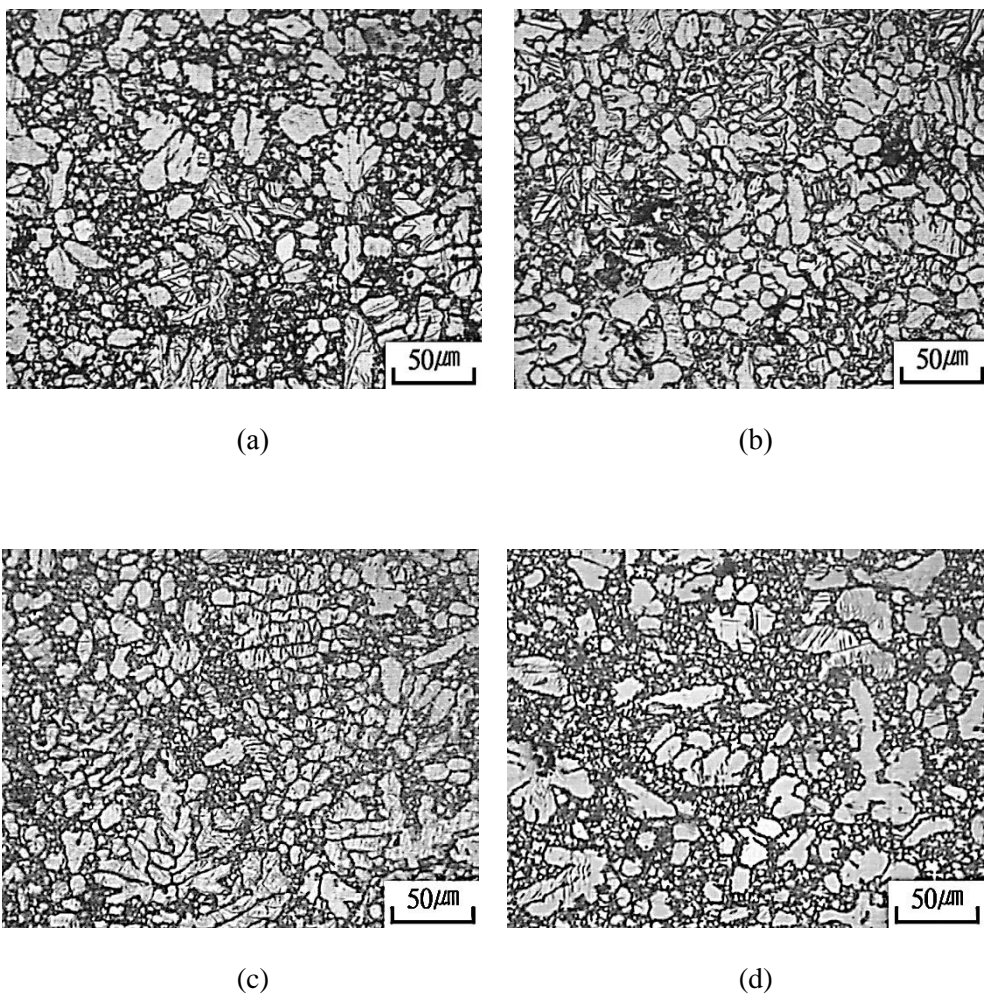
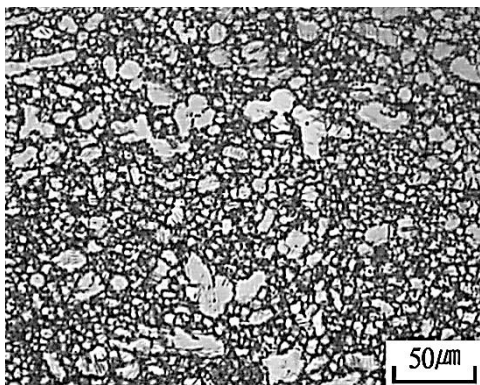
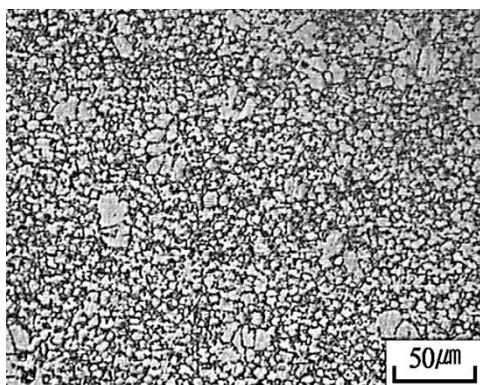


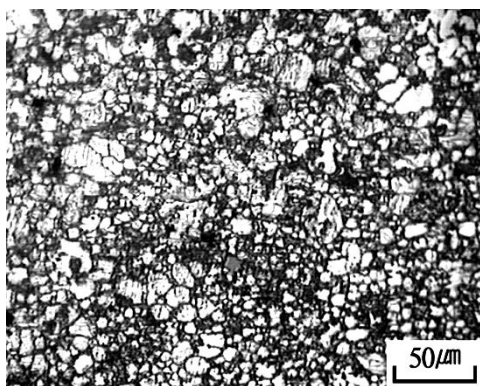
Figure 3.8 Microstructures of high pressure die-cast; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr, (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y, (e) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (f) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (g) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.



(e)



(f)



(g)

Figure 3.8 continued.

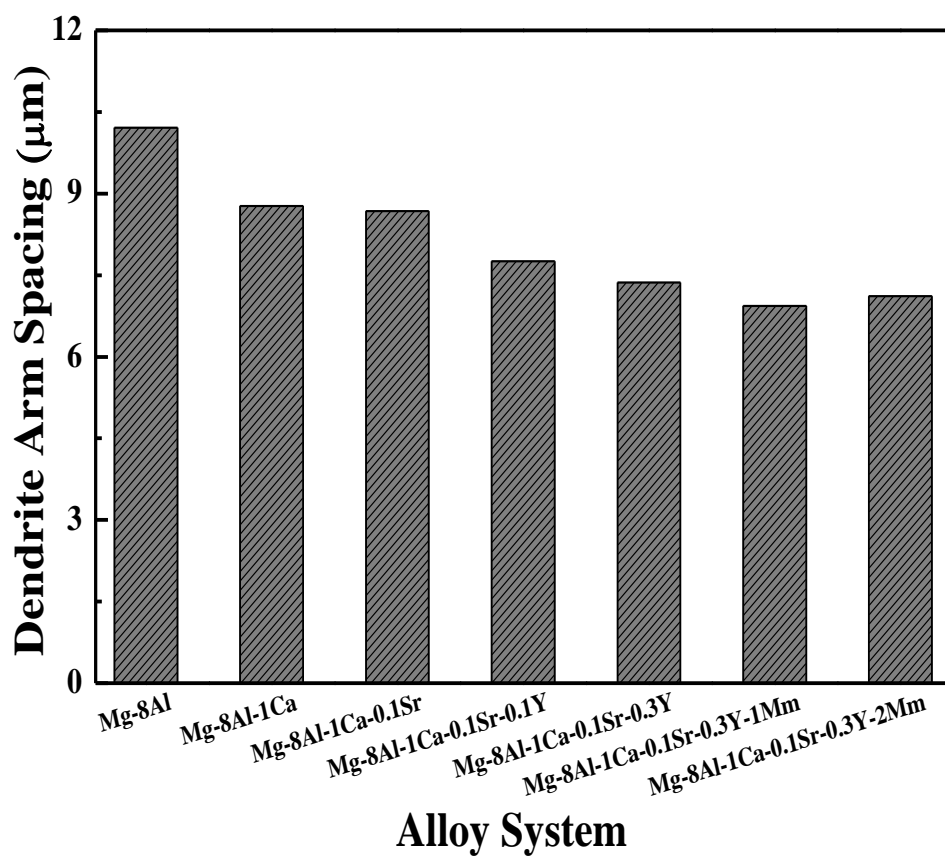
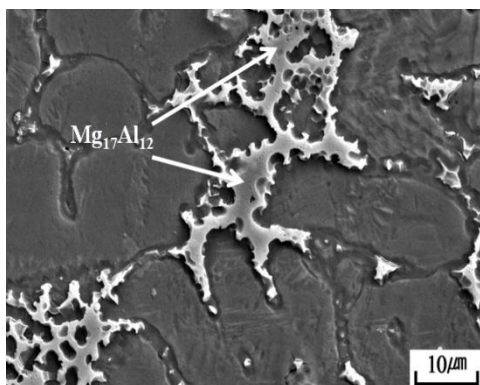
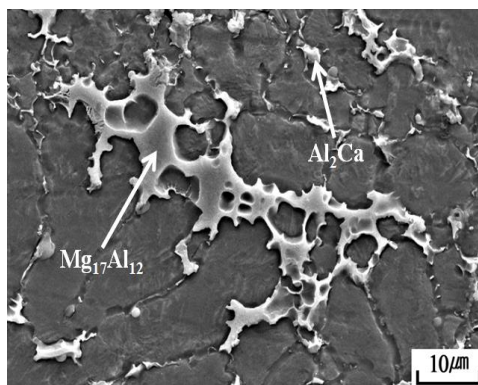


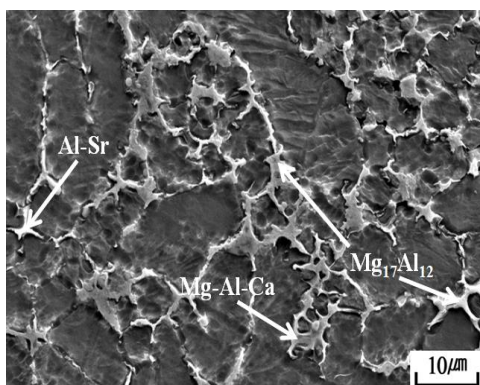
Figure 3.9 Dendrite arm spacing of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys.



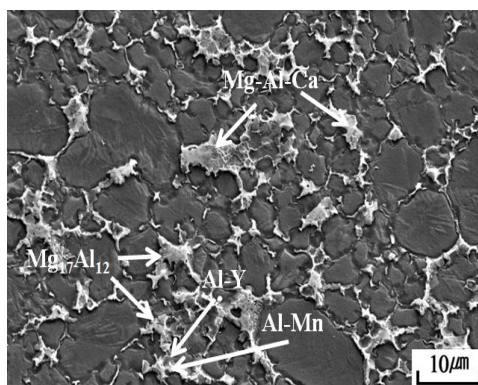
(a)



(b)

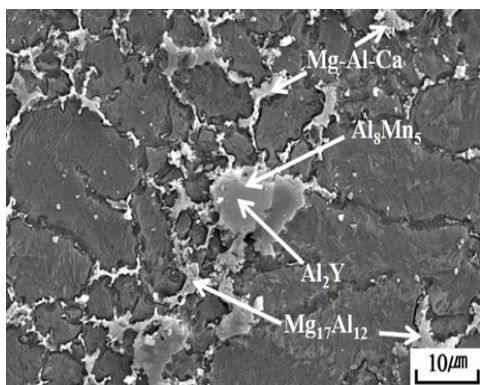


(b)

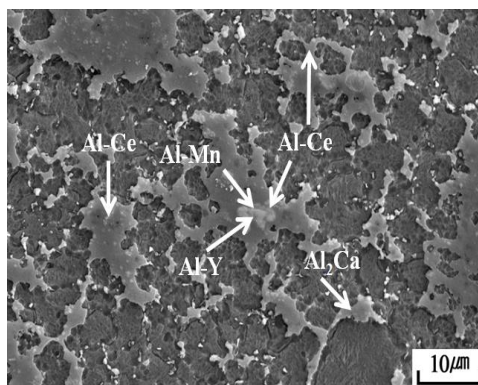


(d)

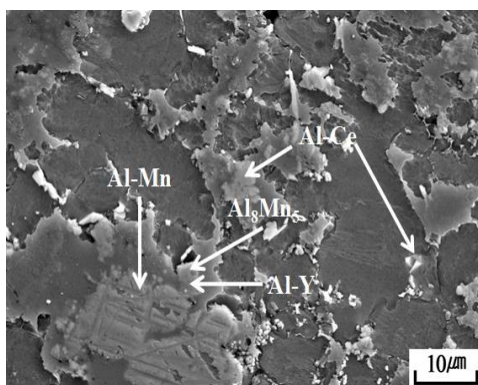
Figure 3.10 SEM/EDS analysis of high pressure die-cast; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr, (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y, (e) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (f) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (g) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.



(e)



(f)



(g)

Figure 3.10 continued.

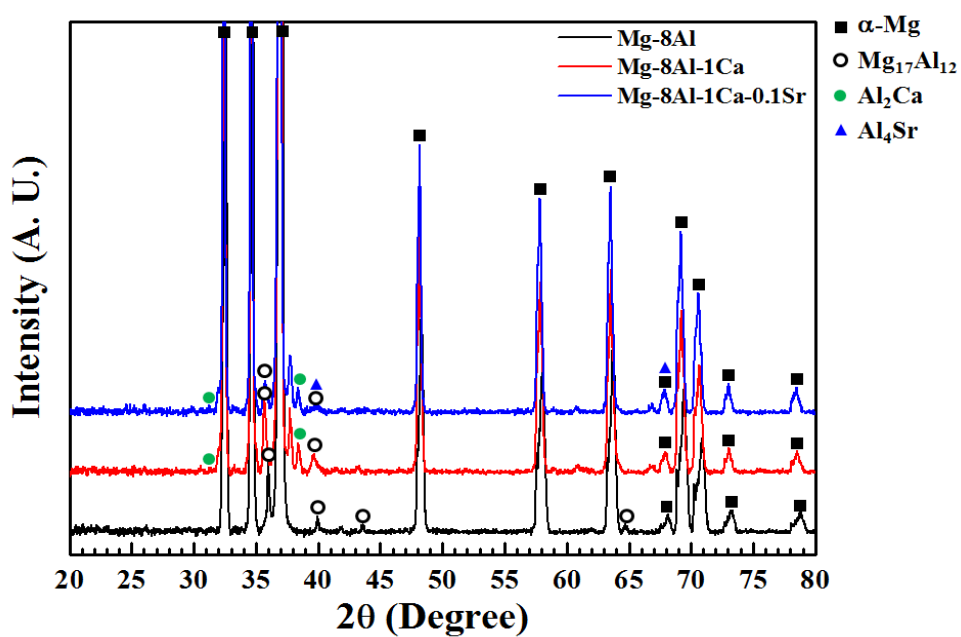


Figure 3.11 Results of the X-ray diffraction patterns of high pressure die-cast; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca and (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr alloys.

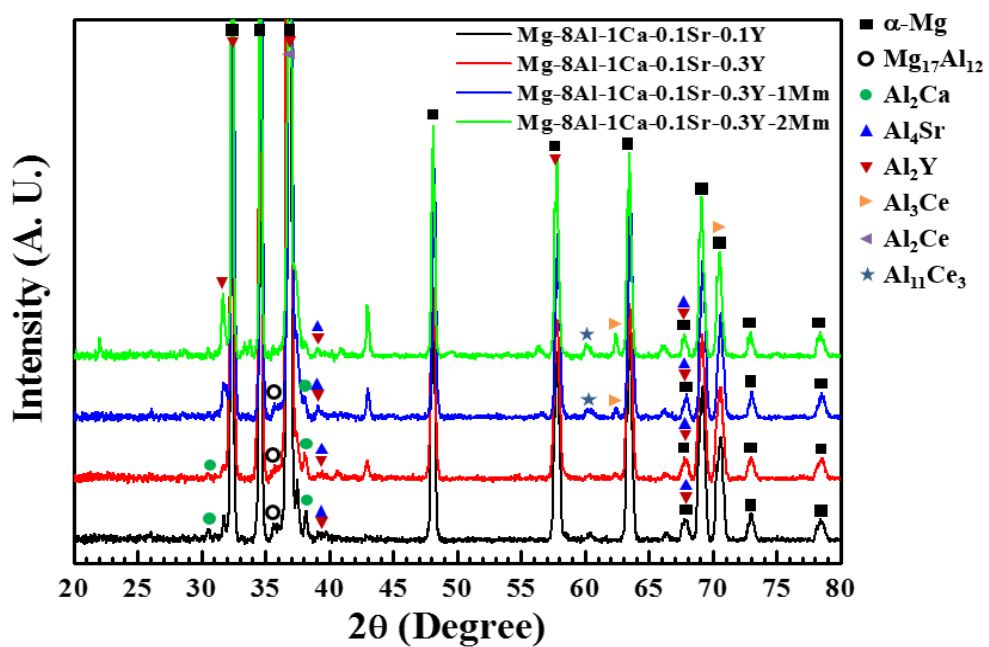


Figure 3.12 Results of the X-ray diffraction patterns of high pressure die-cast; (a) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y, (b) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.

그림 3.13 및 표 3.5는 다이캐스팅으로 제조된 Mg-8Al-X 합금의 상온 인장실험 결과를 보여주고 있다. Mg-8Al 합금의 항복강도는 148.2MPa, 인장강도는 223.8MPa, 연신율은 5.1% 였고, 1wt.%Ca을 첨가함에 따라 연신율은 3.8%로 줄어들었지만 항복강도는 173.4MPa, 인장강도는 233.9MPa으로 증가하였다. Mg-8Al-1Ca 합금에 0.1wt.%Sr을 첨가하였을 때, 항복강도는 미세하게 증가하였지만 인장강도와 연신율은 247.9MPa, 5.3%로 각각 증가하였다. Y을 첨가하면서 항복강도가 크게 감소하였지만 인장강도와 연신율이 증가하여 0.3wt.%의 Y이 첨가되었을 때는 인장강도 264.0MPa, 연신율 7.7%로 제조 합금 중 가장 우수한 기계적 특성을 보이며 Target 값인 인장강도 260MPa, 연신율 4.5%를 만족시켰다. Y이 첨가됨에 따라  $Al_2Y$  상에 의한 수지상 강화와 고용강화 효과가 인장특성에 큰 영향을 미친 것으로 고려된다. 반면 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 합금에 1wt.%의 Mn이 첨가되면서 항복강도는 174.1MPa으로 증가하였지만 인장강도와 연신율은 257.9MPa과 5.8%로 감소하였고, 2wt.% Mn이 첨가한 경우 항복강도 171.5MPa, 인장강도 216.6MPa, 연신율 2.3%으로 급격하게 기계적 특성이 감소하였다.

그림 3.14는 수지상 간격과 항복강도의 관계를 보여주고 있다. Mg-8Al-X 합금에서 Mg-8Al-1Ca 합금과 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr 합금을 제외한 5개 합금은 수지상 간격이 증가함에 따라 항복강도가 감소하는 반비례 관계를 보여주었다. 수지상의 간격이 감소할수록 전위의 이동이 방해를 받고, 전위를 이동시키는데 필요한 응력이 높아지기 때문에 항복강도가 증가한 것으로 고려된다.

그림 3.15는 각 제조 합금의 기공률이 기계적 특성에 미치는 영향을



나타내고 있다. 다이캐스팅 공정으로 제조된 합금의 기공률은 인장강도, 항복강도 및 연신율과 반비례 관계를 보였다. 기공은 용융 마그네슘이 응고될 때, 공기가 내부에 갇히거나 부피 수축에 의한 결과이며 이 기공들은 인장 실험 중에 미세 균열을 형성한다. 이 기공은 응력 집중의 역할을 하며 시편의 파괴를 이끈다. [31]

그림 3.16은 Mg-8Al-X 합금의 기공률을 보여준다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 합금에 1wt.% 이상의 Mm이 첨가될 때 용탕의 유동성이 현저히 떨어진 것이 확인되었고, 낮은 유동도로 인하여 금형 내 미충진이 발생하여 기공률이 높게 나타난 것으로 고려된다.

그림 3.17은 상온에서의 인장실험 후 인장시편의 파단면을 보여주고 있다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 합금의 경우 dimple한 상들이 많이 보이기 때문에 ductile 파괴가 발생한 것을 알 수 있고, Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm 합금의 경우 dimple한 상 주위로 cleavage한 상들이 많이 보이기 때문에 brittle 파괴가 발생한 것을 알 수 있다.

표 3.6에 다이캐스팅으로 제조된 마그네슘합금의 화학적 조성을 나타내었다.

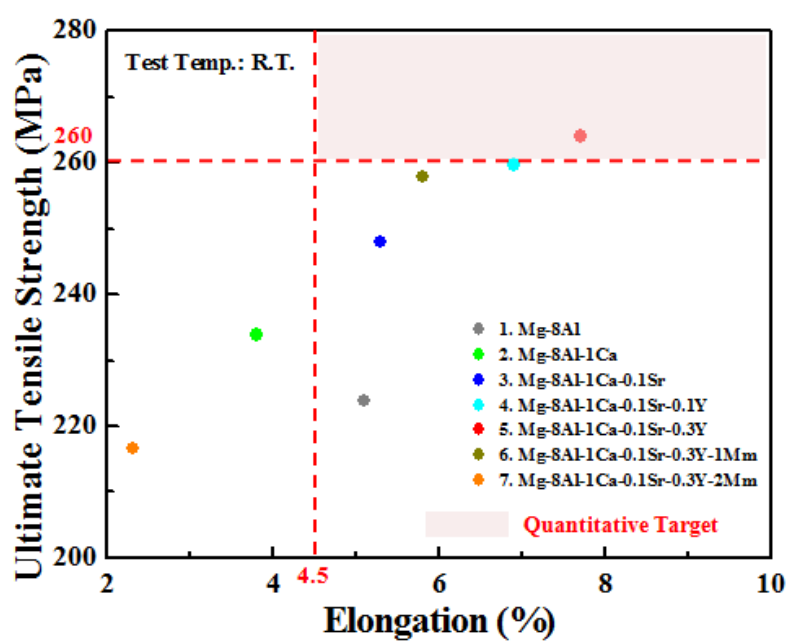


Figure 3.13 Relationship between Tensile strength and Elongation of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T.

Table 3.5 Mechanical properties of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T.

Alloys	Mechanical Properties (R.T.)		
	Y.S. (MPa)	U.T.S. (MPa)	E.L. (%)
Mg-8Al	148.2	223.8	5.1
Mg-8Al-1Ca	173.4	233.9	3.8
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr	174.8	247.9	5.3
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y	167.0	259.7	6.9
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y	167.0	264.0	7.7
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm	174.1	257.9	5.8
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm	171.5	216.6	2.3

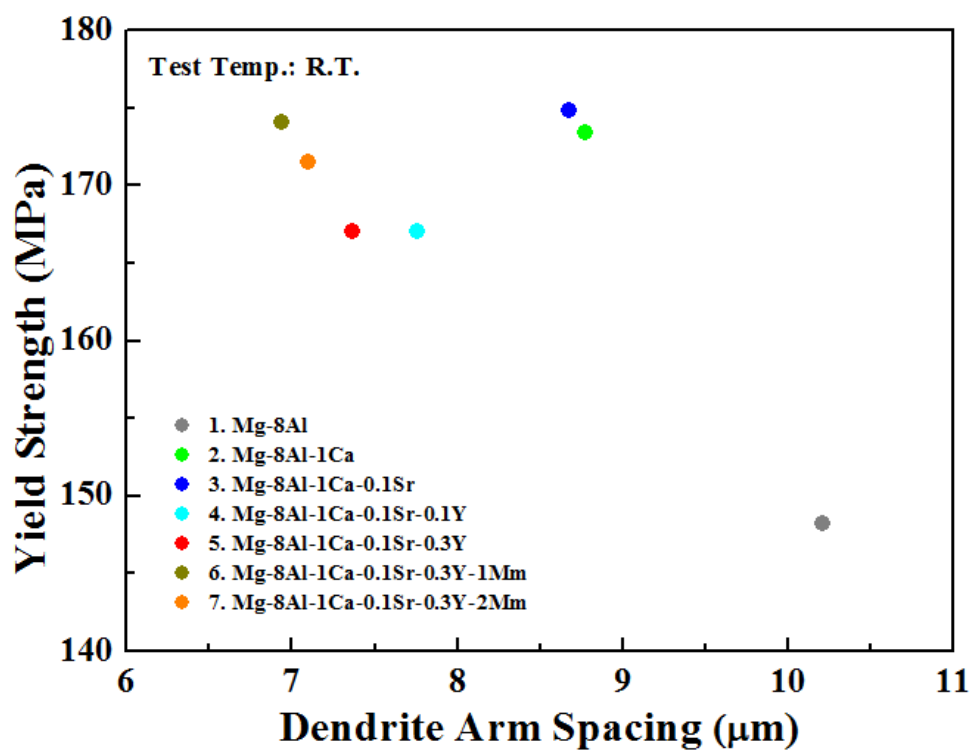
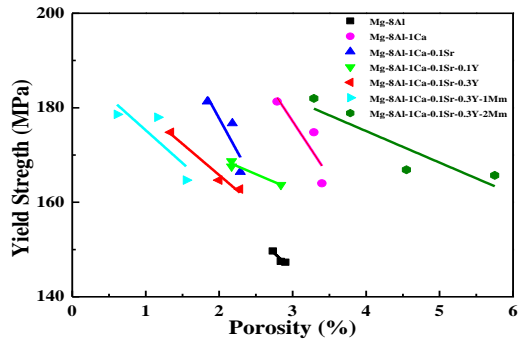
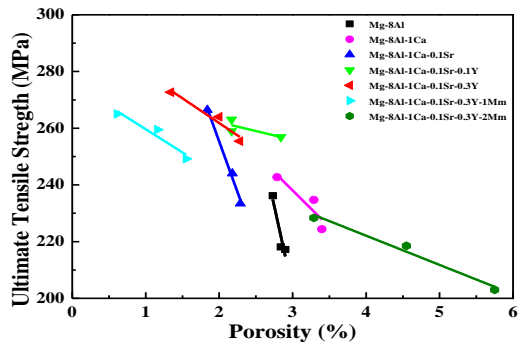


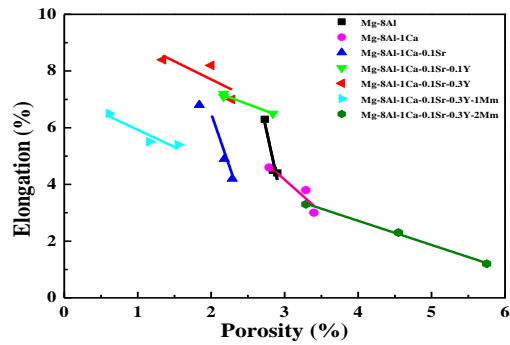
Figure 3.14 Relationship between Dendrite arm spacing and Yield strength of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T.



(a)



(b)



(c)

Figure 3.15 Influence of Porosity on Mechanical properties of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T.; (a) Porosity vs. Yield strength, (b) Porosity vs. Tensile strength and (b) Porosity vs. Elongation.

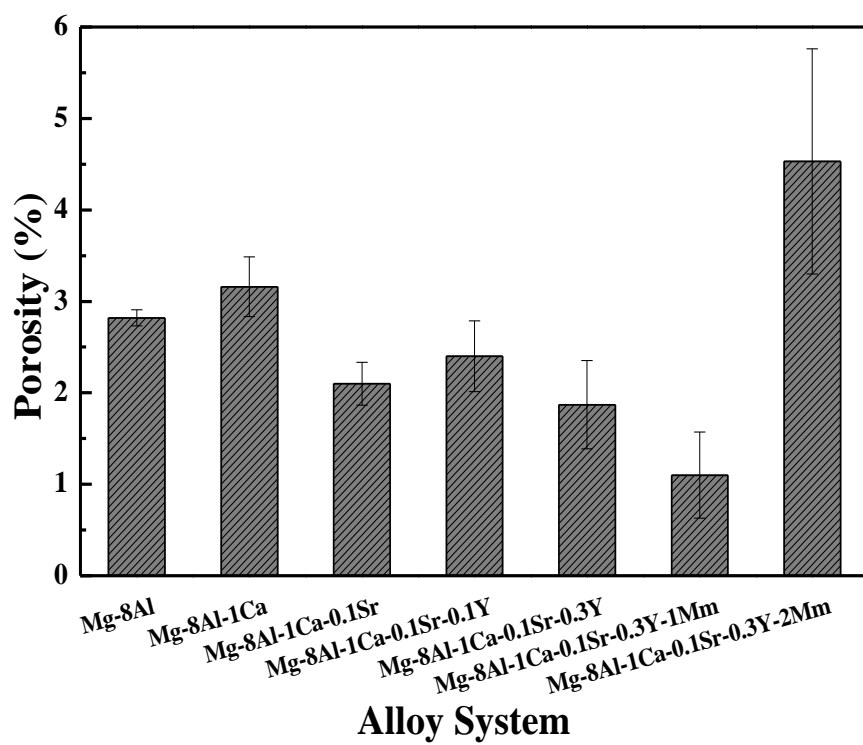
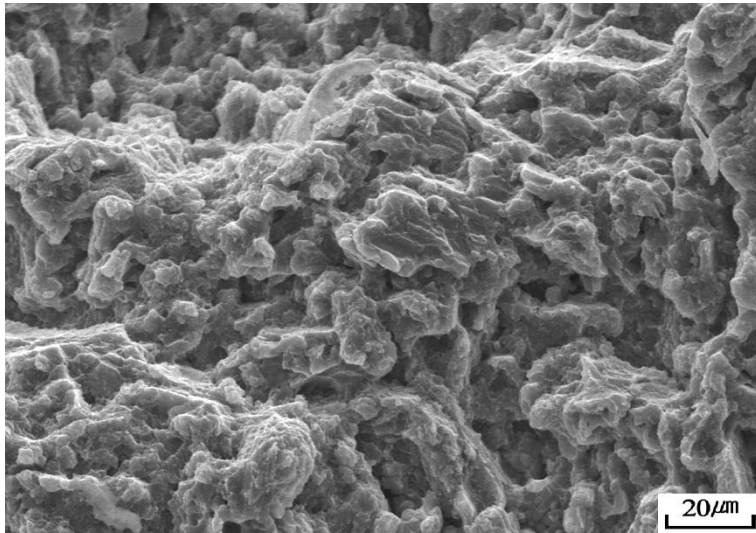
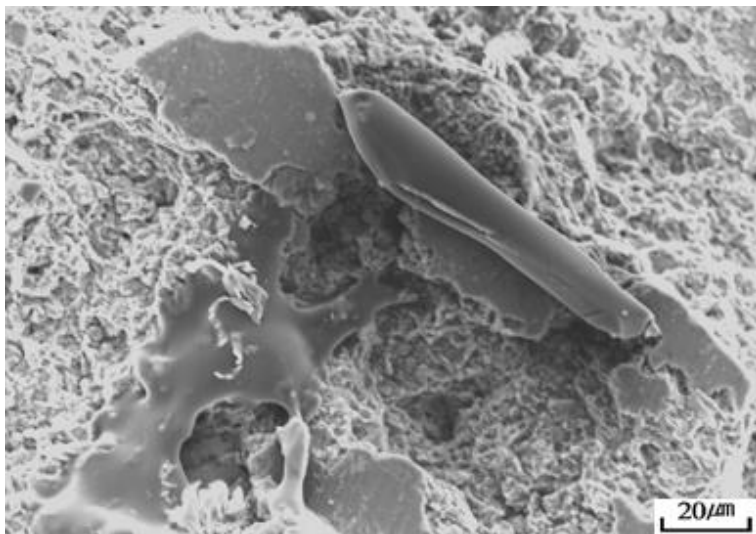


Figure 3.16 Porosity of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys.



**(a)**



**(b)**

Figure 3.17 Fracture surface after tensile test at R.T.; (a) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y and (b) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.

Table 3.6 Chemical composition of high pressure die-cast magnesium alloys.

Alloys	Chemical Compositions (wt.%)						
	Al	Mn	Ca	Sr	Y	Mm	Mg
Mg-8.0Al	6.3140	0.0196					Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca	6.6400	0.0560	0.4513				Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr	7.1600	0.1335	0.5014	0.1630			Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.1Y	8.1280	0.1052	0.6314	0.2035	0.0750		Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.3Y	8.0120	0.0977	0.5461	0.2052	0.1671		Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm	7.1480	0.0943	0.5207	0.1646	0.1164	0.7304	Bal.
Mg-8.0Al-1.0Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm	7.1860	0.1372	0.6074	0.1217	0.1230	0.1830	Bal.



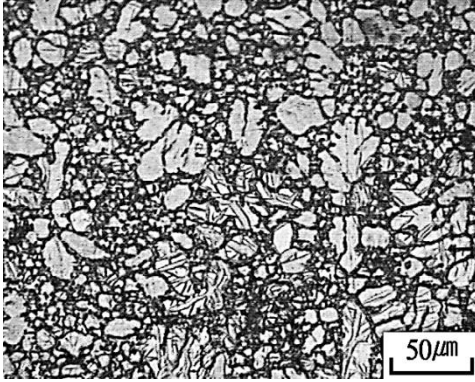
### 3.3.2 고온 미세조직 및 기계적 특성

열적으로 안정한 석출물은 Mg 합금의 고온 기계적 특성을 향상시키는데 중요한 역할을 한다. 다이캐스팅 Mg 합금 석출물의 열안정성을 평가하기 위해 420°C에서 24 시간 동안 열처리를 하였다. 열처리한 다이캐스팅 Mg-8Al-X 합금과 주조 합금의 미세조직을 그림 3.18 과 3.19 에 나타내었다. Mg-8Al 합금을 살펴보면 열처리 후에  $Mg_{17}Al_{12}$  상이  $\alpha$ -Mg 기지에 고용되어 사라진 것을 현저하게 관찰할 수 있었다. 열처리 후, 1wt.%의 Ca 이 첨가된 Mg-8Al-1Ca 합금의 경우 덴드라이트 경계에서 많은 양의  $(Mg, Al)_2Ca$  석출물을 확인할 수 있었지만 Mg-8Al-1Ca 합금에 Sr, Y 및 Mm 이 첨가된 합금에서는 석출물의 양이 급격하게 줄어든 것을 관찰할 수 있었다.

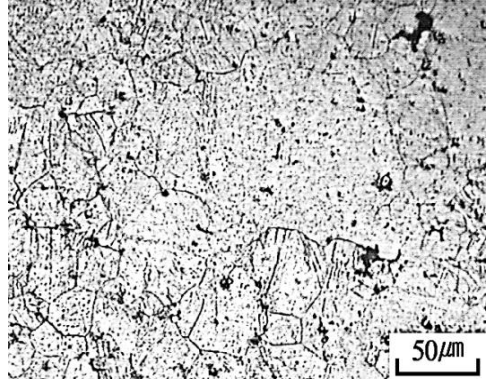
열처리한 다이캐스팅 Mg-8Al-X 합금과 주조 합금의 X-ray 회절 패턴을 그림 3.20 에서 비교하였다. 열처리 후에 Mg-8Al 합금의  $Mg_{17}Al_{12}$  상이 완전히 고용되어 사라진 것을 확인할 수 있었다. Mg-8Al-1Ca 합금의 경우,  $Mg_{17}Al_{12}$  상이 사라진 반면  $Al_2Ca$  상은 여전히 남아있었다. 마찬가지로 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 및 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm 합금에서  $Mg_{17}Al_{12}$  상이 모두 사라진 것을 확인하였고, 열적으로 안정한  $Al_2Ca$ ,  $Al_4Sr$ ,  $Al_2Y$ ,  $Al_2Ce$ ,  $Al_3Ce$  및  $Al_{11}Ce_3$  상은 여전히 존재하였다.

150°C 에서 인장 실험 후, 석출물의 열적 불안정성을 확인하기 위해 Mg-8Al, Mg-8Al-1Ca, Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 및 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm 합금을 SEM 과 EDS 로 관찰하였다. 그림 3.21 에서 확인할 수 있듯이, 주된 강화상인  $Mg_{17}Al_{12}$  상은 낮은 용융점 (437°C)을 가지고 있으며 Al-RE

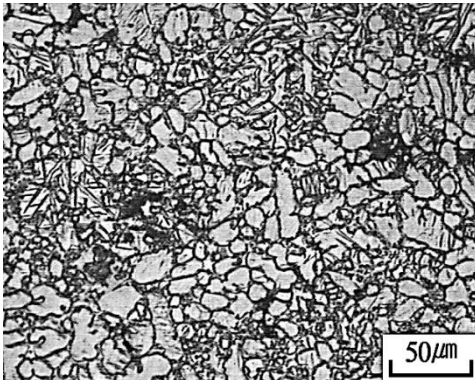
상보다 열적으로 불안정하기 때문에 Mg-8Al-X 합금에서  $\alpha$ -Mg 기지에 고용되거나 불연속적으로 분포되어 있음을 보여주고 있다. Mg-8Al-1Ca 합금에서 대부분의  $Mg_{17}Al_{12}$  상이 Mg-Al-Ca 상으로 대체되었으며 (Mg, Al)<sub>2</sub>Ca 석출상들이 입계에 고루 분포되어 고온에서도 안정한 조직을 유지하고 있음을 알 수 있다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 와 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm 합금에서는  $Mg_{17}Al_{12}$  상이 관찰되지 않았으며 열적으로 안정한 polygonal 형태의  $Al_2Y$  상과  $Al_{11}Ce_3$  상의 존재를 확인할 수 있었다.



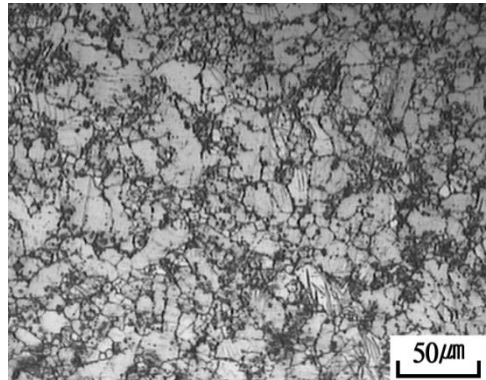
(a)



(b)

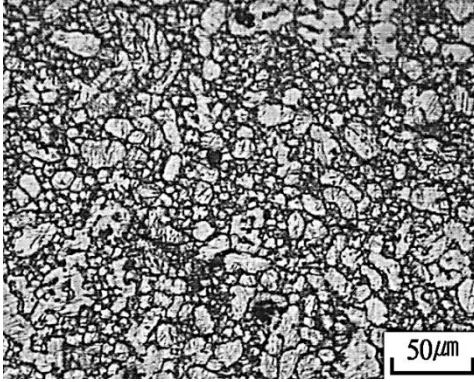


(c)

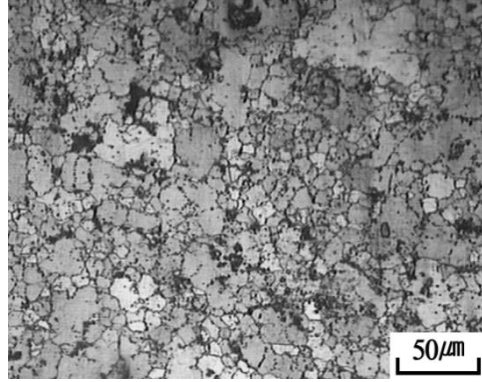


(d)

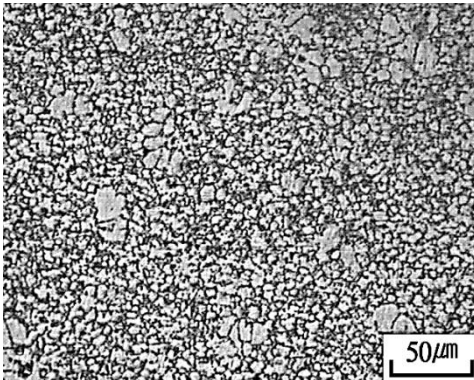
Figure 3.18 Microstructures after heat treatment at 420°C for 24 hrs of high pressure die-cast; (a) as-cast Mg-8Al, (b) heat-treated Mg-8Al, (c) as-cast Mg-8Al-1Ca, and (d) heat-treated Mg-8Al-1Ca alloys.



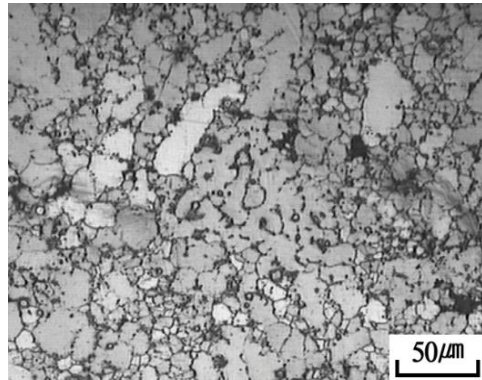
(a)



(b)

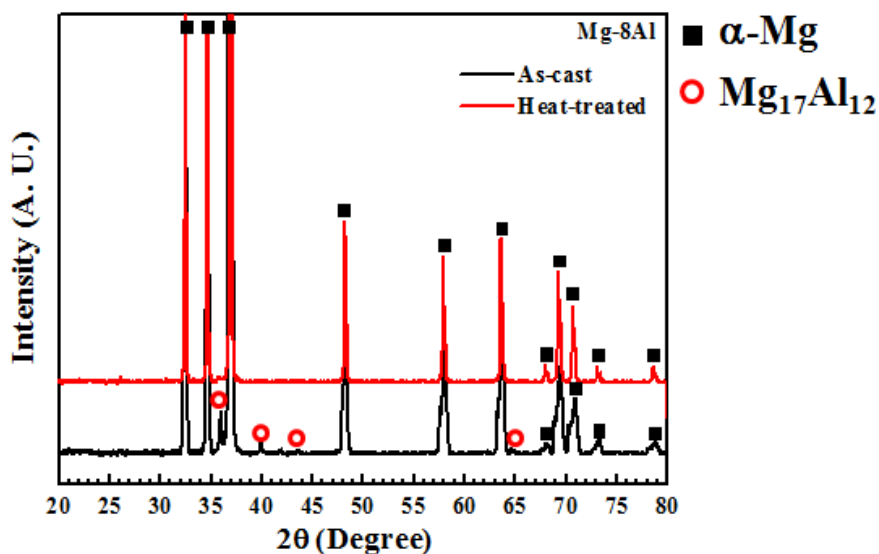


(c)

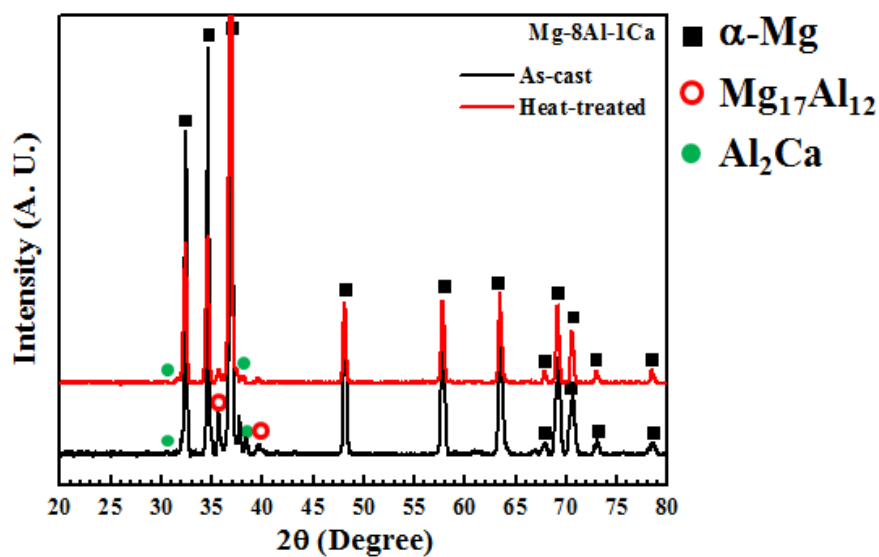


(d)

Figure 3.19 Microstructures after heat treatment at 420°C for 24 hrs of high pressure die-cast; (a) as-cast Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (b) heat-treated Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y, (c) as-cast Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm and (d) heat-treated Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm alloys.

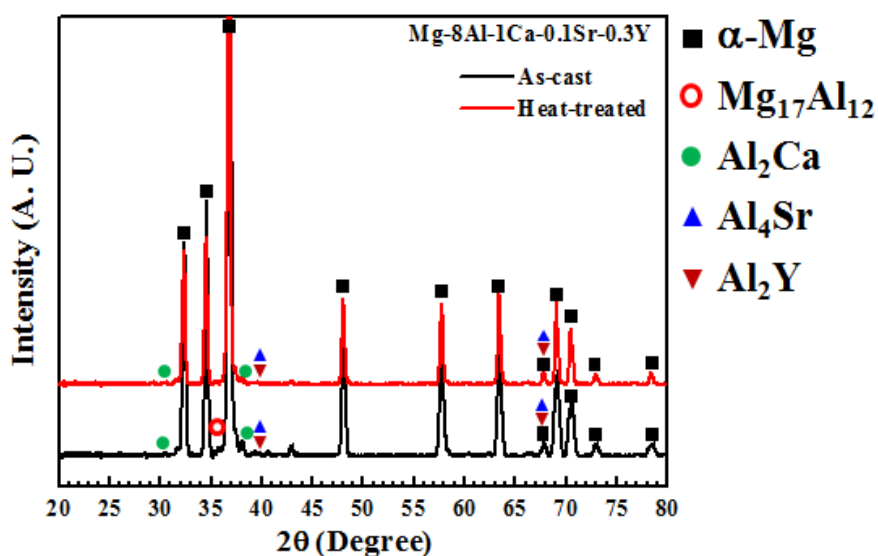


(a)

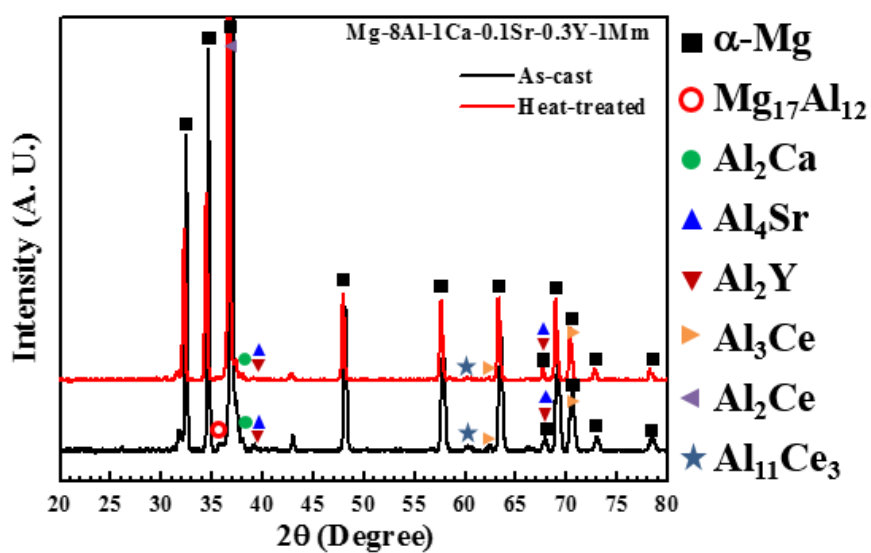


(b)

Figure 3.20 Comparison of XRD patterns of die-cast Mg alloys in the as-cast and heat-treated alloys at 420°C for 24 hrs; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y and (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm alloys.



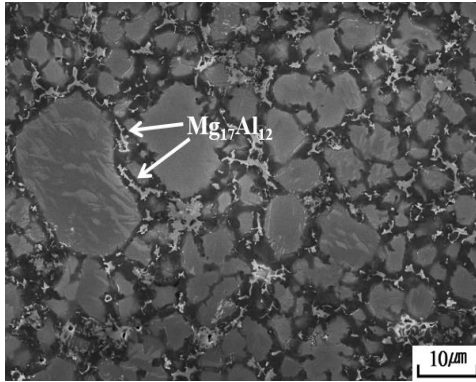
(c)



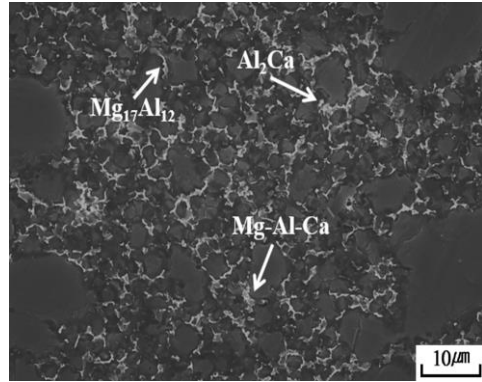
(d)

Figure 3.20 continued.

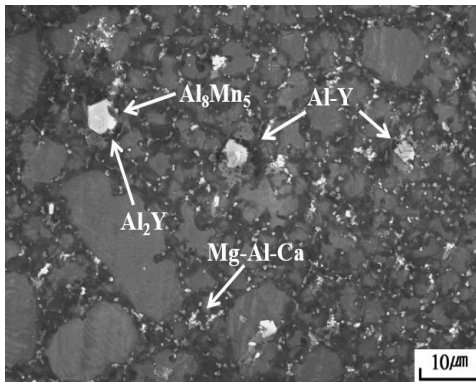




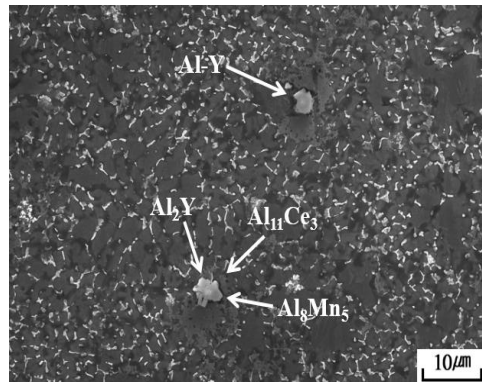
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure 3.21 Microstructure and phase identification with EDS after tensile tests at 150°C in die-cast Mg alloys; (a) Mg-8Al, (b) Mg-8Al-1Ca, (c) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y and (d) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm alloys.

그림 3.22 과 표 3.7 은 상온 및 150°C 에서 다이캐스팅 Mg-Al-X 합금의 인장 강도를 보여주고 있다. Mg-8Al 합금의 인장 강도는 상온과 고온에서 각각 223.8 MPa 및 166.3 MPa 를 나타내었다. Mg-8Al 합금에 1wt.%Ca 이 첨가되었을 때, 상온과 고온에서 각각 233.9 MPa 과 187.0 MPa 으로 증가했다. Al<sub>2</sub>Ca 상이 입계에 연속적으로 출현함에 따라 고온 인장강도가 급격히 증가한 것을 확인할 수 있다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr 합금은 150°C 에서 인장 강도가 185.3 MPa 로 Mg-8Al-1Ca 합금보다 감소하였다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr 합금에 0.1wt.%Y 이 첨가되었을 때 열적으로 안정한 Al<sub>2</sub>Y 상이 생성되면서 인장 강도가 188.3 MPa 로 증가하였으며 0.3wt.%Y 이 첨가되었을 때는 190.4 MPa 로 고온 인장강도가 더 향상되었다. 그림 3.23 에서 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 합금의 polygonal 형태의 Al<sub>2</sub>Y 상과 EDS 결과를 확인할 수 있다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm 합금은 Al<sub>2</sub>Y 및 Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub> 외에 열적으로 안정한 상들이 전위의 이동을 억제하고, 슬립을 방해하여 제조 합금 중 가장 높은 193.8 MPa 의 고온 인장특성을 보인 것으로 고려된다. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm 합금은 HPDC 의 빠른 응고 공정으로 인해 과도한 양의 RE 가 Al 과 반응할 시간이 없었고, α-Mg 기지가 조대화 되었다. 또한, 기공률이 4.5%로 매우 높았고, 고온에서 기공의 크기가 더 증가했기 때문에 184.5 MPa 의 낮은 인장강도 값을 보였다. 그림 3.24 는 고온에서의 인장실험 후 인장시편의 파단면을 보여주고 있다. Mg-8Al 합금의 경우 dimple 한 상들이 많이 보이기 때문에 ductile 파괴가 발생한 것을 알 수 있고, Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm 합금의 경우 dimple 한 상 주위로 cleavage 한 상들이 보이기 때문에 brittle 파괴가 발생한 것을 알 수 있다.



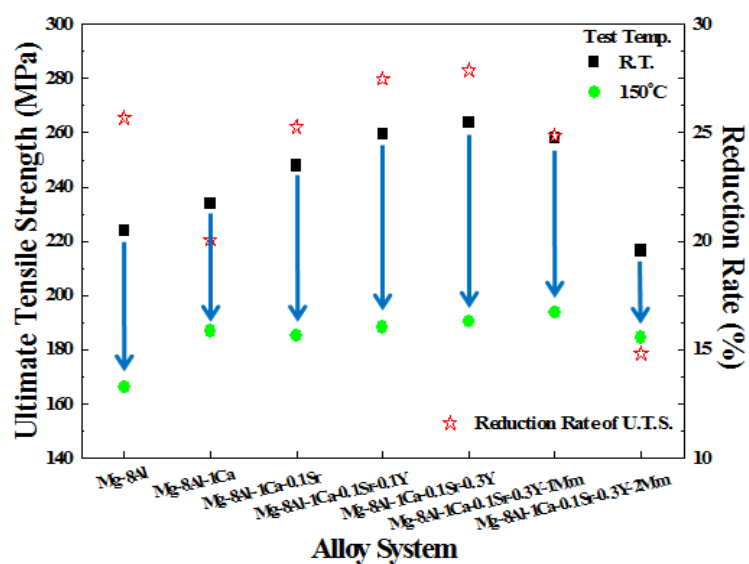
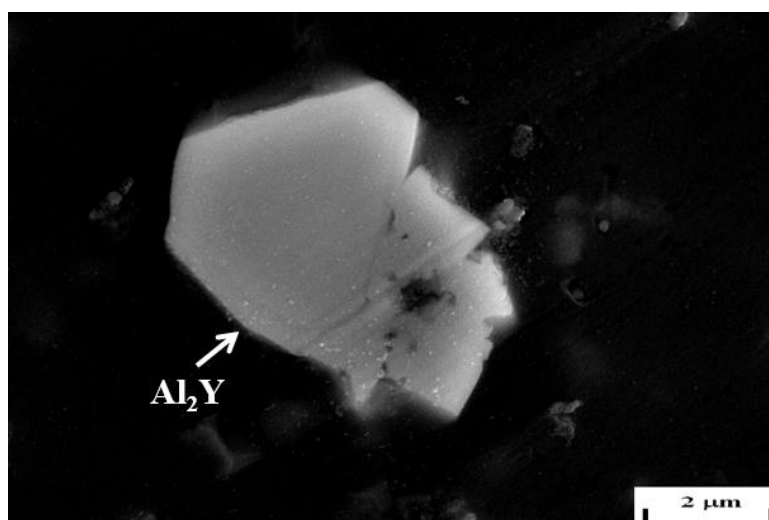


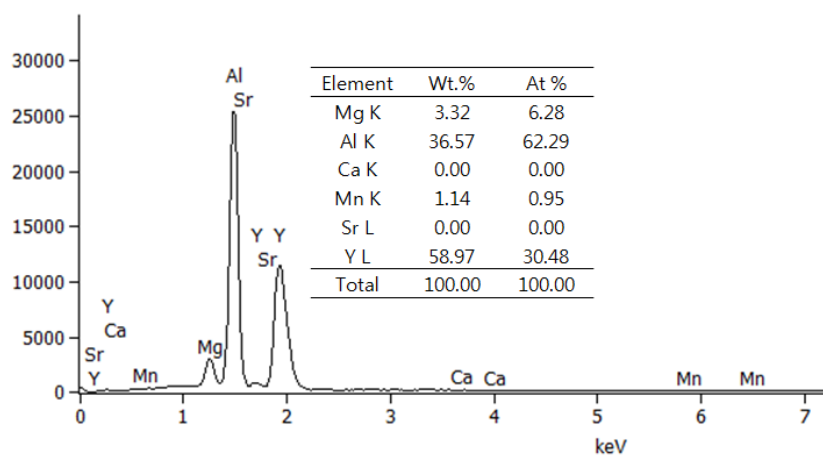
Figure 3.22 Tensile strength of high pressure die-cast Mg-Al-X alloys at R.T. and 150°C.

Table 3.7 Tensile properties of high pressure die-cast Mg-Al-X based alloys at R.T. and 150°C.

Alloys	Ultimate Tensile Strength	
	R. T. (MPa)	150°C (MPa)
Mg-8Al	223.8	166.3
Mg-8Al-1Ca	233.9	187.0
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr	247.9	185.3
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.1Y	259.7	188.3
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y	264.0	190.4
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm	257.9	193.8
Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm	216.6	184.5

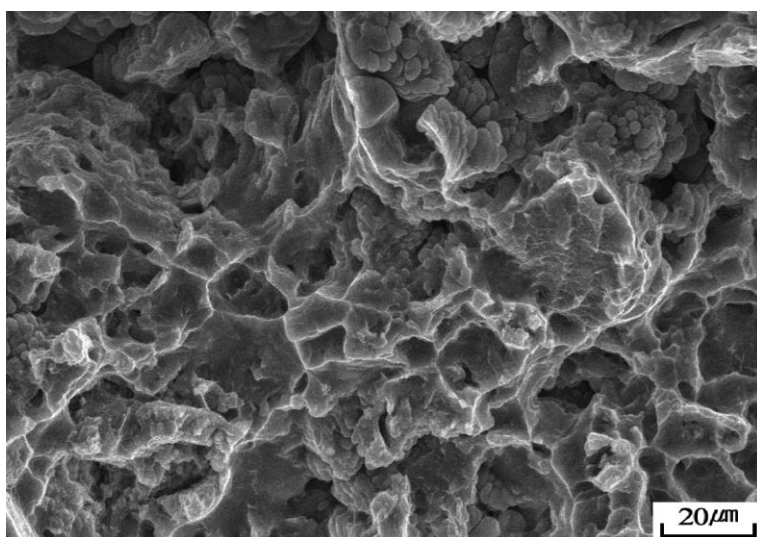


(a)

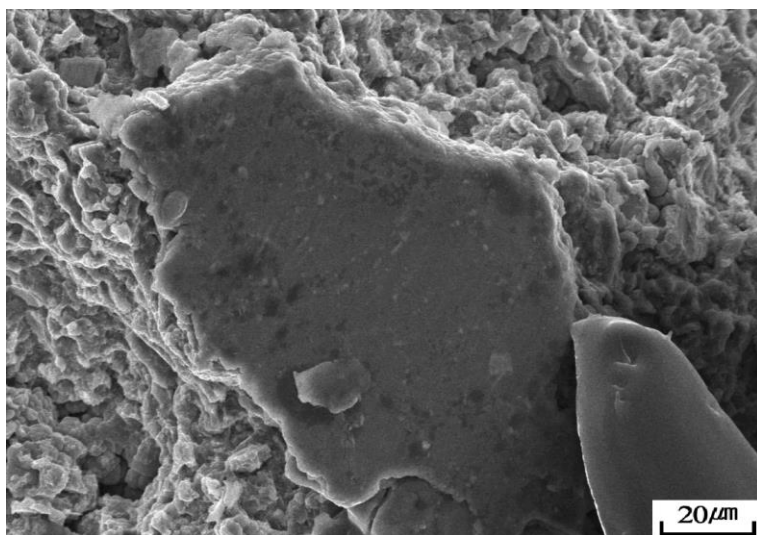


(b)

Figure 3.23  $\text{Al}_2\text{Y}$  phase in Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y after tensile test at 150°C; (a) SEM image and (b) EDS analysis.



(a)



(b)

Figure 3.24 Fracture surface after tensile test at 150°C; (a) Mg-8Al and (b) Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-2Mm alloys.

## 4. 결 론

본 연구의 목적은 HPDC 공정을 사용하여 향상된 기계적 특성의 마그네슘 합금을 개발하는 것이다. Ca, Sr, Y, Mm(Ce-rich)의 첨가 원소가 Mg-Al 합금에 미치는 기계적 특성을 평가하기 위해 고압 진공 다이캐스팅 공정으로 시편을 제조하였다. 석출상 분석 및 미세조직을 관찰하기 위해 OM(Optical Microscopy), SEM(Scanning Electron Microscope), XRD(X-ray Diffractometer)를 사용하였고, 개발 합금의 기계적 특성을 평가하기 위해 인장 실험을 수행하였다. 주요 결과는 다음과 같다.

1. 주조 시뮬레이션을 통해 용탕온도 690°C, 금형온도 200°C, 저속속도 0.25m/s, 고속속도 5.0m/s, 저속구간의 길이 314mm, 진공흡입지연시간 1.25s를 HPDC 공정의 최적 조건으로 선정하였다.
2. 상온에서의 Mg-8Al 합금에 연속적인  $Mg_{17}Al_{12}$  상이 생성되었고, Ca를 첨가하였을 때,  $Al_2Ca$  상이 생성되어 결정립 미세화를 유도하였다. Y이 첨가되면서 polygonal 형태의  $Al_2Y$  상이 형성됨을 확인하였다.
3. 상온에서 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr 합금에 0.3wt.%의 Y이 첨가 되었을 때 항복강도는 감소하였지만 인장강도 264.0MPa, 연신율 7.7%로 매우 우수한 기계적 특성을 보였다. Y이 첨가됨에 따라  $Al_2Y$  상에 의한 수지상 강화와 고용강화 효과가 인장특성에 큰 영향을 준 것으로 고려된다.

4. 420℃에서 24 시간 동안 열처리 후의 Mg-8Al 합금에는  $Mg_{17}Al_{12}$  상이  $\alpha$ -Mg 기지에 완전히 고용되었고, Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm 합금에서 열적으로 안정한  $Al_2Ca$ ,  $Al_4Sr$ ,  $Al_2Y$ ,  $Al_2Ce$ ,  $Al_3Ce$  및  $Al_{11}Ce_3$  상은 여전히 결정립계에 존재하였다.

5. 150℃에서 인장실험 후의 Mg-8Al 합금에서  $Mg_{17}Al_{12}$  상이 불연속적으로 관찰되었고, Ca이 첨가되었을 때 Mg-Al-Ca 및  $Al_2Ca$  석출상이 입계에 고루 분포되어 안정한 조직을 유지하고 있었다.

6. 150℃에서 Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm 합금은 193.8MPa의 우수한 인장특성을 보였다. 열적으로 안정한  $Al_2Y$  및  $Al_{11}Ce_3$  상이 전위의 이동을 억제하고, 슬립을 방해하여 강도를 향상시켰다.

7. Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y 합금에 2wt.%의 Mm이 첨가될 때 용탕의 유동성이 현저히 떨어진 것이 확인되었고, 낮은 유동도로 인하여 금형 내 미충진이 발생하여 기공률이 높게 나타났다. 높은 기공률은 상온 및 고온 기계적 특성에 악영향을 미쳤다.

## 참 고 문 헌

- [1] E. J. Vinarcik, “High Integrity Die-casting Processes” John Wiley & Sons, Inc., New York (2003) pp. 6-7.
- [2] [www.buhlergroup.com/global/en\\_process-technologies\\_diecasting\\_vacuum-casting-process.htm](http://www.buhlergroup.com/global/en_process-technologies_diecasting_vacuum-casting-process.htm)
- [3] X. P. Niu, B. H. Hu, I. Pinwill and H. Li, “Vacuum Assisted High Pressure Die Casting of Aluminium Alloys” *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 105 (2000) pp. 119-127.
- [4] Alan A. Luo, “Magnesium casting technology for structural applications” *Journal of Magnesium and Alloys*, Vol 1, (2013) pp. 2-22.
- [5] Mustafa Kemal Kulekci, “Magnesium and its alloys applications in automotive industry” *The international journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol 39, (2008) pp. 851-865..
- [6] R. S. Beals, Z. K. Liu, W. Jones, P. K. Mallick, D. Emadi, D. Schwam and B. R. Powell, “USAMP Mg Powertrain Cast Components Fundamental Research Summary” *JOM August* (2007) pp. 43-38.
- [7] C. Caceres, “Economical and Environmental Factors in Light Alloys Automotive Applications” *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38 (2007) pp. 1649-1662.
- [8] William J. Joost, Paul E. Krajewski, “Towards magnesium alloys for high-volume automotive applications” *Scripta Materialia*, Vol 128, (2017) pp. 107-112.
- [9] [http://www.intlmag.org/page/app\\_automotive\\_ima](http://www.intlmag.org/page/app_automotive_ima)
- [10] <http://apac.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&LN=KO&NM=246>
- [11] R. Ninomiya, T. Ojima and K. Kubota, “Improved Heat Resistance of Mg-Al Alloys by the Ca Addition” *Acta Materialia*, Vol. 43 (1995) pp. 669-674.

- [12] K. Ozturk, Y. Zhong, A. A. Luo and Z. K. Liu, "Creep Resistant Mg-Al-Ca Alloys: Computational Thermodynamics and Experimental Investigation", *JOM*, January (2003), pp. 40-44.
- [13] M. O. Pekguleryuz and A. A. Kaya, "Creep Resistant Magnesium Alloys for Powertrain Applications" *Advanced Engineering Materials*, Vol. 5 (2003) pp. 866-878.
- [14] M. Pekguleryuz, P. Labelle, D. Argo and E. Baril, "Magnesium Die-casting Alloy AJ62X with Superior Creep Resistance, Ductility and Die Castability" *Magnesium Technology 2003* (2003) pp. 201-206.
- [15] E. Baril, P. Labelle and M. O. Pekguleryuz, "Elevated Temperature Mg-Al-Sr: Creep Resistance, Mechanical Properties and Microstructure" *JOM November* (2003) pp. 34-39.
- [16] G. Pettersen, H. Westengen, R. Hoier and O. Lohne, "Microstructure of a High Pressure Die Cast Magnesium 4 wt.% Aluminum Alloy Modified with RE Addition" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 207 (1996) pp. 115-120.
- [17] F. V. Buch, S. Schumann, H. Friedrich, E. Aghion, B. Bronfin, B. L. Mordike, M. Bamberger and E. Eliezer, "New Die-casting Alloy MRI153 for Powertrain Applications" *Magnesium Technology 2002*, TMS (2002) pp. 61-66.
- [18] E. Aghion, B. Bronfin, F. V. Buch, S. Schumann and H. Friedrich, "Dead Sea Magnesium Alloys: Newly Developed for High Temperature Applications" *Magnesium Technology 2003*, TMS (2003) pp. 177-182.
- [19] D. A. Porter and K. E. Easterling, "Phase Transformations in Metals and Alloys" Van Nostrand Reinhold Company (1981) pp. 208-213.
- [20] ASTM B557M-06, Standard Test Method for Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy Products [Metric], ASTM International, (2006).



- [21] G. E. Dieter, "Mechanical Metallurgy 3<sup>rd</sup> ed.", McGraw-Hill, New York, 1986.
- [22] M Socjusz-Podosek, "Effect of yttrium on structure and mechanical properties of Mg alloys" *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 80 (2003) pp. 472-475.
- [23] M. Avedesian and H. Baker, "ASM Specialty Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys", ASM International (1999), pp. 258-263.
- [24] T. B. Massalski, H. Okamoto, P. R. Subramanian and L. Kacprzak, "Binary Alloy Phase Diagrams, second ed." ASM International, Metals Park, OH, (1990).
- [25] HUANG Zhi-wei, "Structural, thermodynamics and elastic properties of Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>, Al<sub>2</sub>Y and Al<sub>4</sub>Ba phases by first-principles calculations", *J. Cent. South Univ.*, 19 (2012), pp. 1475-1481.
- [26] ZHANG Mei-juan, "Microstructures and wear properties of graphite and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced AZ91D-Cex composites", *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, 20 (2010), pp 471-475.
- [27] X. P. Niu, B. H. Hu, I. Pinwill and H. Li, "Vacuum Assisted High Pressure Die Casting of Aluminum Alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, 105 (2000), pp. 119-127.
- [28] H. Bo, X. Shoumei, M. Murakami, Y. Matsumoto and S. Ikeda, "Experimental Study of Vacuum Die Casting Process of AZ91D Mg Alloy", *Magnesium Technology 2006*, TMS (2006), pp. 51-55.
- [29] S. G. Lee G. R. Patel, A. M. Gokhale, A. Sreeranganathan and M. F. Horstemeyer, "Variability in Tensile Ductility of High Pressure Die-cast AM50 Mg Alloy", *Scripta Materialia*, 53 (2005), pp. 851-856.
- [30] <http://www.makeitfrom.com/material-properties/AM60B-AM60B-F-M10602-Magnesium>
- [31] Wei Jiang, "Effect of Gas Pores on Mechanical Properties of High-Pressure Die-Casting AM50 Magnesium Alloy", *Microscopy and Microanalysis*, 22 (2016),

pp. 814-819

**Abstract**  
**A Study on Effect of Alloying Elements  
on the Mechanical Properties of Die-  
casting Mg-Al-X Alloys**

Ho Jun Park

School of Materials Science and Engineering

The Graduate School

Seoul National University

Magnesium alloys have excellent properties such as high thermal conductivity, specific strength and machinability and are generally manufactured by high pressure die casting (HPDC) process. The High pressure die casting (HPDC) process is suitable for mass production based on high process automation rate and fast production speed, and it can cope with reduction of production cost and demand expansion of high quality product. Although the automobile parts such as the steering wheel, the engine block, and the oil pan have a technical difficulty and a cost problem compared to other parts, the weight reduction effect can be greatly obtained because they occupy a large portion of the weight of the entire vehicle. The objective of this research was to develop new magnesium alloys with high strength and high ductility suitable for automobile by using high pressure vacuum die casting process. In alloy design, thermodynamic simulation was used to confirm the precipitation behavior by temperature and optimal vacuum die casting conditions were selected through casting simulation. 350 ton vacuum die-casting equipment was used to fabricate various alloy

systems by adding Ca, Sr, Y and Mm elements to Mg-8wt.% Al alloy. Microstructural changes and mechanical properties of die casting specimens were evaluated.

When Mg-8Al alloy was observed at room temperature, a continuous  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  phase was formed. When Ca was added,  $\text{Al}_2\text{Ca}$  phase was formed and grain refinement was induced. The addition of 0.3wt.% Y to the Mg-8Al-1Ca-0.1Sr alloy showed excellent tensile strength and elongation due to the dendritic reinforcement by the polygonal  $\text{Al}_2\text{Y}$  phase and solid solution strengthening. When 2wt.% Mm was added to Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y alloy, the fluidity of the molten metal was remarkably decreased and the porosity increased by non-filling in the mold due to the slow flow. High porosity had adversely affected the mechanical properties of tensile strength and elongation.

The  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  phase was completely dissolved in the  $\alpha$ -Mg matrix of Mg-8Al alloy after heat treatment at  $420^\circ\text{C}$  for 24 hours and thermally stable  $\text{Al}_2\text{Ca}$ ,  $\text{Al}_4\text{Sr}$ ,  $\text{Al}_2\text{Y}$ ,  $\text{Al}_2\text{Ce}$ ,  $\text{Al}_3\text{Ce}$  and  $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$  phases in the Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm alloy still existed at grain boundaries. The  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  phase was observed discontinuously in the Mg-8Al alloy after the tensile test at  $150^\circ\text{C}$ . When Ca was added at  $150^\circ\text{C}$ , the Mg-Al-Ca and  $\text{Al}_2\text{Ca}$  phases were uniformly distributed in the grain boundaries and the stable structure was maintained. In tensile test at  $150^\circ\text{C}$ , Mg-8Al-1Ca-0.1Sr-0.3Y-1Mm alloy showed excellent mechanical properties because thermally stable  $\text{Al}_2\text{Y}$  and  $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$  phases inhibited the movement of dislocations and interrupted the slip.

**Keywords: Die-casting, Mg-Al-X alloys, Microstructure, Mechanical Property**

**Student Number: 2015-22747**